POLITECNICO DI TORINO
Repository ISTITUZIONALE

Development of specific heat treatments for aluminum alloys produced by SLM: Effect on residual stresses and fatigue strength

Original
Development of specific heat treatments for aluminum alloys produced by SLM: Effect on residual stresses and fatigue strength / Biffi, C. A.; Fiocchi, J.; Tuissi, A.; Tridello, A.; Chiandussi, G.; Rossetto, M.; Paolino, D. S.; Colombo, C.; Vergani, L. M.. - In: LA METALLURGIA ITALIANA. - ISSN 0026-0843. - STAMPA. - 112:2(2020), pp. 38-45.

Availability:
This version is available at: 11583/2924078 since: 2021-09-15T16:38:34Z

Publisher:
Associazione Italiana di Metallurgia

Published
DOI:

Terms of use:

This article is made available under terms and conditions as specified in the corresponding bibliographic description in the repository

Publisher copyright

(Article begins on next page)

25 April 2024

La Metallurgia Italiana
International Journal of the Italian Association for Metallurgy

n. 2 febbraio 2020
Organo ufficiale
dell'Associazione Italiana
di Metallurgia.
Rivista fondata nel 1909

La Metallurgia Italiana

International Journal of the Italian Association for Metallurgy

Organo ufficiale dell'Associazione Italiana di Metallurgia.
House organ of AIM Italian Association for Metallurgy.
Rivista fondata nel 1909

Direttore responsabile/*Chief editor:*
Mario Cusolito

Direttore vicario/*Deputy director:*
Gianangelo Camona

Comitato scientifico/*Editorial panel:*
Livio Battezzati, Christian Bernhard, Massimiliano Bestetti, Wolfgang Bleck, Franco Bonollo, Bruno Buchmayr, Enrique Mariano Castrodeza, Emanuela Cerri, Lorella Ceschini, Mario Conserva, Vladislav Deev, Augusto Di Gianfrancesco, Bernd Kleimt, Carlo Mapelli, Jean Denis Mithieux, Marco Ormellese, Massimo Pellizzari, Giorgio Poli, Pedro Dolabella Portella, Barbara Previtali, Evgeny S. Prusov, Emilio Ramous, Roberto Roberti, Dieter Senk, Du Sichen, Karl-Hermann Tacke, Stefano Trasatti

Segreteria di redazione/*Editorial secretary:*
Valeria Scarano

Comitato di redazione/*Editorial committee:*
Federica Bassani, Gianangelo Camona, Mario Cusolito, Carlo Mapelli, Federico Mazzolari, Valeria Scarano

Direzione e redazione/*Editorial and executive office:*
AIM - Via F. Turati 8 - 20121 Milano
tel. 02 76 02 11 32 - fax 02 76 02 05 51
met@aimnet.it - www.aimnet.it

siderweb
LA COMMUNITY DELL'ACCIAIO

Gestione editoriale e pubblicità
Publisher and marketing office:
siderweb spa
Via Don Milani, 5 - 25020 Flero (BS)
tel. 030 25 400 06 - fax 030 25 400 41
commerciale@siderweb.com - www.siderweb.com

La riproduzione degli articoli e delle illustrazioni
è permessa solo citando la fonte e previa autorizzazione
della Direzione della rivista.
Reproduction in whole or in part of articles and images
is permitted only upon receipt of required permission
and provided that the source is cited.

Reg. Trib. Milano n. 499 del 18/9/1948.
Sped. in abb. Post. - D.L.353/2003 (conv. L. 27/02/2004 n. 46)
art. 1, comma 1, DCB UD

siderweb spa è iscritta al Roc con il num. 26116

n. 2 febbraio 2020
Anno 112 - ISSN 0026-0843

indice

Editoriale / Editorial

Nuove sfide per la manifattura additiva
Prof. Riccardo Casati pag.4

Memorie scientifiche / *Scientific papers*

Metallurgia Additiva / Additive Metallurgy

Comportamento alla corrosione di una lega Ti6Al4V per applicazione biomediche ottenuta tramite additive manufacturing
C. Testa, M. Cabrini, S. Lorenzi, T. Pastore, D. Manfredi, M. Lorusso, F. Calignano, M. Lombardi..... pag.6

Comportamento elettrochimico di componenti in lega di titanio Ti6Al4V realizzati con tecnologia direct metal laser sintering
A. Acquesta, A. Carangelo, P. Di petta, T. Monetta pag.12

Resistenza a corrosione di campioni di alluminio, prodotti mediante Additive Manufacturing, trattati superficialmente con anodizzazione o PEO
L. Pezzato, M. Dabalà, K. Brunelli..... pag.18

Resistenza a corrosione dell'acciaio inossidabile AISI316L in componenti ottenuti mediante tecnologia SLM
R. Giovanardi, M. Conte, C. Gelsomini, R. Franci..... pag.24

Attualità industriale / Industry news

AlTiN Coating of Ti6Al4V Alloy Additive Manufactured Parts
S. Battiston, A. Fiorese, C.A. Biffi, F. Montagner, V. Zin, A. Gionda, J. Fiocchi, A. Tuissi..... pag.30

Sviluppo di trattamenti termici specifici per leghe di alluminio prodotte per SLM: effetto sulle tensioni residue e la resistenza a fatica
C.A. Biffi, J. Fiocchi, A. Tridello, C. Colombo, G. Chiandussi, M. Rossetto, D.S. Paolino, L.M. Vergani, A. Tuissi..... pag.38

Scenari / Experts' Corner

Lo stato dell'arte dell'"Additive Manufacturing" Metallico in BEAMIT
di Martina Riccio - Materials and Special Process Manager, Beamit Spa..... pag.47

Un focus particolare sui Trattamenti Termici
di Alessandro Rizzi - Process Leader, Beamit Spa..... pag.49

Atti e notizie / AIM news

Eventi AIM / AIM events pag.52

Metal additive manufacturing - Winter School pag.53

Normativa / Standards pag.56

Comitati tecnici / Study groups..... pag.58

Mia nonna è un'ingegnere pag.61

Eventi nazionali ed internazionali / National and international events..pag.62

ESTAD 2021 ..... pag.63

Riccardo Casati
Dipartimento di Meccanica -
Politecnico di Milano

Nuove sfide per la manifattura additiva

La manifattura additiva, anche nota come Stampa 3D o Additive Manufacturing, ha rivoluzionato il modo di concepire, progettare e produrre componenti metallici, dando origine a nuove opportunità e importanti prospettive di mercato. Queste tecnologie consentono di costruire strato su strato strutture leggere, di geometria molto complessa, che integrano nuove funzioni e che sarebbero impossibili da fabbricare con le tecniche convenzionali.

I processi additivi per metalli sono stati messi a punto negli anni novanta quando venivano utilizzati perlopiù per la realizzazione di prototipi. Nel corso degli anni sono diventati sempre più robusti e il loro impiego si è esteso alla produzione in serie di componenti funzionali e strutturali. Attualmente, i campi di applicazione di oggetti stampati con tecnologie additive si stanno spingendo verso ambienti sempre più ostili e sfidanti per i materiali, che devono essere capaci di resistere a sollecitazioni termiche e meccaniche molto severe. Accanto allo sviluppo tecnologico dei sistemi di stampa che diventano sempre più rapidi e di grandi dimensioni, si sta assistendo pertanto a un fervente sviluppo di nuove leghe metalliche ottimizzate per l'*Additive Manufacturing*.

Industrie appartenenti a settori di mercato differenti, come ad esempio quello biomedicale, dell'energia, dell'aerospazio e dei veicoli, mostrano grande interesse allo sviluppo di queste tecnologie e di materiali in grado di migliorare le performance dei loro prodotti o di ridurne i costi. L'ottimizzazione dei prodotti, oltre alla conoscenza degli aspetti tecnologici dei sistemi impiegati, non può fare a meno delle competenze legate alla metallurgia dei materiali utilizzati, in relazione anche alle condizioni particolari di

Attualmente, i campi di applicazione di oggetti stampati con tecnologie additive si stanno spingendo verso ambienti sempre più ostili e sfidanti per i materiali, che devono essere capaci di resistere a sollecitazioni termiche e meccaniche molto severe.

Riccardo Casati

La Metallurgia Italiana
International Journal of the Italian Association for Metallurgy

solidificazione e raffreddamento che determinano peculiari microstrutture con conseguenti implicazioni sulle caratteristiche funzionali e strutturali dei prodotti.

L'Associazione Italiana di Metallurgia, attraverso l'attività dei sui Centri di Studio, sta proponendo iniziative di promozione e diffusione delle conoscenze sulle tecniche di stampa 3D di componenti metallici per soddisfare una grande esigenza di formazione sugli argomenti connessi alla metallurgia di questi processi. In continuità con l'impegno dell'Associazione e in previsione di altri eventi formativi previsti per l'anno in corso, la rivista La Metallurgia Italiana dedica il presente numero alle tecniche di *Additive Manufacturing*.

Comportamento alla corrosione di una lega Ti6Al4V per applicazione biomediche ottenuta tramite additive manufacturing

C. Testa, M. Cabrini, S. Lorenzi, T. Pastore, D. Manfredi, M. Lorusso, F. Calignano, M. Lombardi

La lega Ti6Al4V è attualmente quella maggiormente impiegata per la realizzazione di protesi d'anca. L'additive manufacturing (AM) permette l'ottenimento di parti con geometria riproducente le caratteristiche anatomiche del paziente attraverso tecniche di reverse engineering. Inoltre, permette di ottenere superfici rugose, che favoriscono l'osteointegrazione. Di contro, la tecnologia stessa e l'eventuale trattamento termico di post-processing modificano la microstruttura della lega e il suo film passivo, con conseguente alterazione della sua corrente di passività. La quantità di ioni rilasciati nel corpo umano può portare a reazioni allergiche, infiammazioni e intossicazione cronica. Per questo motivo è importante conoscere la velocità di dissoluzione della lega in condizioni passive. Scopo del presente lavoro è la determinazione della corrente di passività della lega in soluzione fisiologica artificiale a 38°C tramite prove di polarizzazione potenziostatica di breve (60 ore) e lungo periodo (2500 ore), ottenendo la corrente di passività in condizioni di equilibrio.

PAROLE CHIAVE: ADDITIVE MANUFACTURING, LASER POWDER BED FUSION (LPBF), CORROSIONE, LEGA DI TITANIO, BIOMATERIALI, Ti6Al4V.

INTRODUZIONE

La tecnica di fusione laser a letto di polvere (Laser Powder Bed Fusion - LPBF) è un metodo di Additive Manufacturing (AM) per la produzione di pezzi direttamente da file CAD, strato dopo strato, tramite una sorgente laser che permette la lavorazione di materiali reattivi come cobalto, cromo, titanio e alluminio, con una riduzione dei costi e del tempo di fabbricazione (1). Di particolare interesse per quanto riguarda il campo delle protesi è il connubio tra le tecniche di reverse engineering e la stampa 3D poiché è possibile analizzare e creare un modello tridimensionale ma così da poter customizzare al massimo la stampa 3D (2). Per la realizzazione di articolazioni artificiali viene impiegata principalmente la lega Ti6Al4V (3). Attualmente la tecnica chirurgica maggiormente impiegata è la press-fit, che non prevede l'utilizzo del cemento osseo per fissare la protesi, evitando in questo modo i problemi di mobilizzazione dell'impianto sul medio/lungo periodo legati al degrado

C. Testa, M. Cabrini, S. Lorenzi, T. Pastore
INSTM - Università di Bergamo, Dalmine
Dipartimento di Ingegneria e Scienze Applicate (DISA)

D. Manfredi, M. Lorusso
Center for Sustainable Future Technologies
CSFT@POLITO, Istituto Italiano di Tecnologia, Torino

F. Calignano
Dipartimento di Ingegneria Gestionale e della Produzione, Politecnico di Torino, Torino

M. Lombardi
Dipartimento Scienza Applicata e Tecnologia, Politecnico di Torino, Torino

del polimetilmetacriclato (4). La fissazione dell'impianto è demandata alla crescita ossea. Per favorire l'aderenza degli osteoblasti, viene spesso applicato un rivestimento di idrossiapatite, un fosfato basico di calcio dotato di buone caratteristiche meccaniche (5) e struttura simile a quella dell'osso (6). Tuttavia, spesso il rivestimento di idrossiapatite è riassorbito troppo velocemente, e si hanno effetti di stress shielding che portano al fallimento dell'impianto (7). In alternativa ai rivestimenti di idrossiapatite, è possibile utilizzare dei trattamenti superficiali che introducono sulla superficie della lega un'elevata rugosità che funga da ancora per le cellule (8). La superficie ottenibile attraverso le tecniche di produzione AM è già di per sé rugosa, e rappresenta un buon supporto per rivestimenti a base di fosfato di calcio (9), (10). Tuttavia, sia la microstruttura sia il film passivo della lega ottenuta per AM sono diversi da quelle presenti sulle leghe ottenute attraverso le tradizionali tecnologie di lavorazione plastica a caldo, e possono essere ulteriormente modificati dai trattamenti termici di post-processing eseguiti per la rimozione delle tensioni residue generate durante il processo di AM stesso (11) (12) (13) (14). Lo scopo di questo lavoro è la valutazione della corrente di passività, dovuta al processo di dissoluzione e riformazione del film passivo, della lega Ti6Al4V in soluzione simulante i fluidi del corpo umano. Questa corrente è legata alla quantità di ioni rilasciata dalla lega che, pur essendo molto bassa, può provocare sensibilizzazione allergica e, nei casi più gravi, necrosi dei tessuti e fallimento dell'impianto protesico (15). In particolare, per la lega Ti6Al4V i problemi principali sono legati al rilascio di ioni alluminio: studi medici sembrano infatti riscontrare una maggiore incidenza di malattie neurodegenerative, come l'Alzheimer, per elevate concentrazioni di ioni di alluminio nell'organismo (15).

METODOLOGIA SPERIMENTALE

Le prove sono state condotte su provini cilindrici di diametro 15 mm e di altezza 6 mm prodotti mediante LPBF, impiegando polveri di Ti6Al4V prodotte da EOS Gmbh (Germania), la cui composizione chimica è riportata in Tab 1, tramite una macchina EOS Gmbh M270 Dual Mode (Germania). I provini sono stati accresciuti con due direzioni differenti, e precisamente con la base circolare perpendicolare alla direzione di crescita, indicati con la sigla XY, oppure con la base circolare parallela alla direzione di crescita, indicati con XZ. Al termine del processo di stampa, una parte dei provini è stata sottoposta a trattamento termico di distensione effettuato sottovuoto alla temperatura di 680°C per 4h (denominati SR), seguito da raffreddamento in forno e apertura con protezione di Argon. La parte di provini non trattata termicamente è indicata con l'acronimo NTT. I provini sono stati impiegati con la superficie tal quale (AB) oppure dopo decapaggio (DEC) con una soluzione nitrico-fluoridrica (25% acido nitrico concentrato e 2.5% acido fluoridrico) per 60 secondi a temperatura ambiente o dopo levigatura meccanica da 180 a 4000 grit e lucidatura finale con sospensione diamantata da 1 µm (denominati P). Le prove sono state condotte in soluzione fisiologica artificiale (NaCl 8.74 g/L, $NaHCO_3$ 0.35 g/L, $Na_2HPO_4 \cdot H_2O$ 0.075 g/L, NaH2PO4•H2O 0.069 g/L) alla temperatura di 38°C deareata con azoto. Sono state eseguite prove potenziostatiche su provino singolo in una cella in vetro a tre elettrodi ASTM G5 dalla capacità di un litro. Il provino è stato collocato in un portacampione in PTFE con superficie esposta pari a 1 cm^2 e polarizzato a +500mV vs. SCE per 60 ore. Sono state inoltre realizzate prove dello stesso tipo utilizzando una cella multielettrodo con 8 provini esposti contemporaneamente registrando la corrente attraverso la caduta ohmica a cavallo di opportune resistenze di Shunt per circa 2500 ore.

Tab.1 - composizione chimica nominale polveri di Ti6Al4V – Nominal chemical composition of Ti6Al4V powder

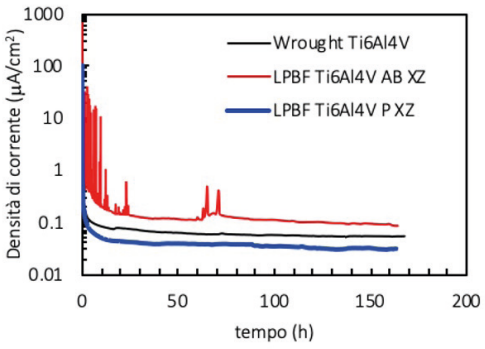
Elementi (%peso)	Al	V	O	N	H	Fe	C	Y	Ti
Polvere	6.11	4.03	0.13	0.008	0.002	0.18	0.013	<0.001	bal

RISULTATI E DISCUSSIONE

La Fig. 1 (a) riporta a titolo d'esempio le curve di densità di corrente apparente vs. tempo ottenute dalle prove potenziostatiche di breve periodo sui provini non trattati termicamente con superficie tal quale e lucidata, confrontati con la curva ottenuta per la lega tradizionale lavorata a caldo

(Wrought). I provini con superficie lucidata hanno un andamento simile e a volte migliore, rispetto a quest'ultima. Viceversa, i provini con superficie AB presentano elevati valori iniziali di densità di corrente anodica e numerosi picchi di corrente che potrebbero essere legati ad un peggior comportamento del film formatosi a caldo durante il processo di stampa oppure alla presenza di polvere non fusa e gocce risolidificate (balling) (16) che non si riesce a separare attraverso la pulitura in acetone e ultrasuoni. In un ipotetico utilizzo di questa lega in ambito biomedico, la presenza di piccole particelle di polvere non fusa o di gocce di liquido evaporate e ridepositate (balling) non è ammissibile. Quindi un trattamento di pulizia (chimica o meccanica) è indispensabile per il loro utilizzo. Per questo motivo i provini con superficie tal quale sono stati esclusi dalle prove di lungo periodo. Il decapaggio in soluzione nitrico fluoridrica è in grado di rimuovere il film scarsamente protettivo e la maggioranza delle particelle aderenti alla superficie, ma presenta ugualmente correnti iniziali più elevate rispetto ai provini lucidati (figura 1b). Ciò potrebbe essere dovuto alla maggiore area superficiale data dalla rugosità che non viene eliminata dal trattamento chimico.

a)



b)

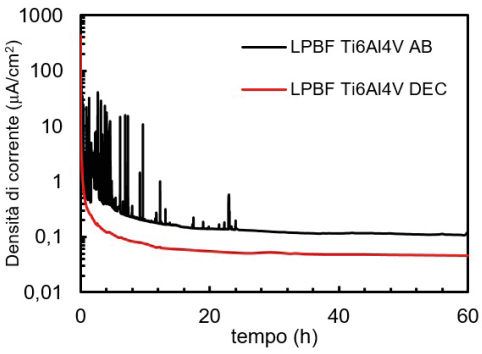


Fig.1 - a) esempio di curve potenziostatiche (E = +500 mV vs. SCE) di breve periodo per il campione LPBF XZ con superficie tal quale (AB) e lucidata (P) e il per il campione di lega deformata a caldo (W);
b) esempio di curve potenziostatiche (E = +500 mV vs. SCE) di breve periodo per il campione LPBF XZ con superficie tal quale (AB) e decapata (DEC);
– a) example of short time potentiostatic tests (E = +500 mV vs. SCE) for the sample LPBF XZ with as built (AB) and polished (P) surface and for the specimen wrought;
b) example of short time potentiostatic tests (E = +500 mV vs. SCE) for the sample LPBF XZ with as built (AB) and pickled (DEC) surface

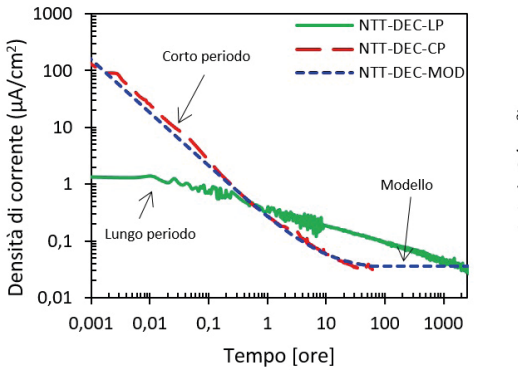
L'andamento della corrente anodica rispetto al tempo a potenziale costante nei primissimi istanti di polarizzazione è limitato dalla caduta ohmica tra il campione e la sonda capillare di Luggin, in seguito è possibile osservare un andamento lineare tra il logaritmo della corrente e quello del tempo (17). Tuttavia, la corrente esterna non può scendere al di sotto di un valore che rappresenta la corrente di dissoluzione e del film passivo ad opera dell'ambiente corrosivo e la sua ricostruzione (i_p). La cinetica di passivazione può quindi essere espressa con una relazione del tipo:

$$i = i_p + i_0 t^{-n} \qquad (1)$$

Dove i_0 rappresenta la corrente nei primi istanti di immersione, i_p la corrente di passività all'equilibrio e n il coefficiente della cinetica di passivazione. I valori di i_0 e n sono stati calcolati dall'interpolazione delle curve ottenute dalle prove di breve periodo su campione singolo. Tuttavia, non è stato possibile protrarre queste prove per un tempo sufficiente a raggiungere la corrente asintotica i_p. Per ottenere il valore della densità di corrente all'asintoto, sono state utilizzate le prove di lungo periodo su campione multiplo (Fig. 2 (a)). In questo caso, malgrado l'accorgimento delle resistenze di diverso valore adottato, il valore di polarizzazione iniziale è influenzato dalla caduta ohmica della resistenza, ma all'au-

mentare del tempo di prova, con il diminuire della corrente circolante sul provino, la curva tende a sovrapporsi con quella di breve periodo. È stato quindi possibile leggere i valori di corrente fino ad oltre 2500 ore. Le curve sperimentali ottenute dalle prove a breve e lungo periodo, sono state quindi interpolate con l'equazione (1), (Fig. 2 (a)). La Fig. 2 (b) mostra i valori di i_0 e i_p calcolati per i provini con superficie decapata e lucidata. I primi presentano dei valori di i_0 maggiori rispetto a quelli lucidati, dovuti presumibilmente alla maggiore area esposta, viceversa i valori di i_p tendono a coincidere, nell'ambito dell'errore sperimentale. Il valore di n è praticamente identico per tutti i provini, pari a circa 0.9. Questo valore è leggermente superiore a quanto riportato da Beck (17) per il titanio puro (0.8), ciò potrebbe essere dovuto alla presenza degli elementi di lega.

a)



b)

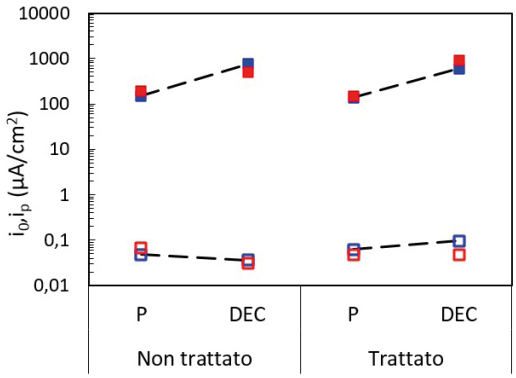


Fig.2 - a) andamento della corrente di passività (di breve periodo, lungo periodo e modellazione) per un provino non trattato termicamente con decapaggio acido della superficie esposta;
b) i_0 (simboli pieni) e i_p (simboli vuoti) in funzione del trattamento termico e della condizione superficiale.
a) passive current (for short test., long test and modelling) for un-treated specimen after acid pickling;
b) i_0 (full marker) and i_p (empty marker) as a function of heat treatment and surface

CONCLUSIONI

In conclusione, il processo di produzione LPBF è in grado di produrre componenti in lega Ti6Al4V con superficie rugosa potenzialmente in grado di favorire l'osteointegrazione. Le superficie tal quale non possono essere utilizzate senza un trattamento superficiale che rimuova il film poco protettivo e le particelle di polvere non fusa così come le gocce risolidificate. Il trattamento di decapaggio in soluzione nitrico-fluoridrica permette di ottenere superfici rugose, con correnti di passività paragonabili a quelle dei campioni lucidati e della lega ottenuta per lavorazione plastica. Non è stato osservato alcun peggioramento del comportamento elettrochimico della lega a seguito del trattamento termico di distensione eseguito sottovuoto.

BIBLIOGRAFIA

[1] Frazier, W. E., J. Mat. Engin. Perform. 2014, 23 (6), 1917-1928.

[2] Wang, K. Mat. Sci. Engin. A 1996, 213, 134-137.

[3] Sabadin Bertol, L.; Kindlein J., W.; Pinto da Silva, F.; Aumund-Kopp, C. Mat & Design 2010, 31 (8), 3982-3988.

[4] Santavirta , S.; Gristina, A.; Konttinen, Y. T., Acta Orthopaedica Scandinavica 1992, 63 (2), 225-232.

[5] Marcassoli, P.; Cabrini, M.; Tirillò, J.; Bartuli, C.; Palmero, P.; Montanaro, L.. Key Engin. Mat. 2010, 417-418, 565-568.

[6] Zhou, H.; Lee, J. Acta Biomaterialia 2011, 7 (7), 2769-2781.

[7] Radl, R.; Aigner, C.; Hungerford, M.; Pascher, A.; Windhager, R., The J.l of Bone and Joint Surgery 2000, 82 (8), 1151-1155.

[8] Kienapfel, H.; Sprey, C.; Wilke, A.; Griss, P., The J. of Arthroplasty 1999, 14 (3), 355-368.

[9] Arabnejad, S.; Burnett Johnston, R.; Pura, J. A.; Singh, B.; Tanzer, M.; Pasini, D. Acta Biomaterialia 2016, 30, 345-356.

[10] Tan, X. P.; Tan, Y. J.; Chow, C. S. L.; Tor, S. B.; Yeong, W. Y., Mat. Sci. Engin.: C 2017, 76, 1328-1343.

[11] Vrancken, B.; Thijs, L.; Kruth, J.-P.-; Van Humbeeck, J., J. Alloys Comp. 2012, 541, v.

[12] Thijs, L.; Verhaeghe, F.; Craeghs, T.; Van Humbeeck, J.; Kruth, J.-P. Acta Materialia 2010, 58 (9), 3303-3312.

[13] Baufeld, B.; Van der Biest, O.; Gault, R., Mat. & Design 2010, 31 (1), 5106-5111.

[14] Yang, J.; Yan, H.; Yu, H.; Wang, Z., Metall. Mat. Trans. A 2017, 48 (7), 3583–3593.

[15] Okazaki, Y.; Gotoh, E., Biomaterials 2005, 26 (1), 11–21.

[16] Townsend, A.; Senin, N.; Blunt, L.; Leach, R. K.; Taylor, J. S., Precision Engineering 2016, 46, 34-47.

[17] Beck, T. R., J. Electrochem. Soc. 1982, 129 (11), 2500-2501.

La Metallurgia Italiana
International Journal of the Italian Association for Metallurgy

Corrosion behavior of Ti6Al4V alloy for biomedicals application manufactured by Additive Manufacturing

The Ti6Al4V alloy is the most used to fabricate hip prostheses. Additive Manufacturing technology (AM) leads to obtain parts with geometry reproducing the anatomical shape of the patient through reverse engineering techniques. Moreover, it allows to obtain rough surfaces, which favor the osseointegration. On the other hand, the technology and the post-processing heat treatment modify the alloy microstructure and the passive film, with consequent alteration of the passivity current. The ions released into the human body can lead to allergic reactions, inflammation and chronic intoxication. For this reason, it is important to know the speed of dissolution of the alloy in passive conditions. The aim of this work is to determine the passivity current of the alloy in simulated body solution at 38 °C by means of short (60 hours) and long (2500 hours) potentiostatic tests, obtaining the passivity current in equilibrium conditions.

KEYWORDS: ADDITIVE MANUFACTURING, LASER POWDER BED FUSION (LPBF), CORROSION, TITANIUM ALLOY, BIOMATERIALS, Ti6Al4V.

Comportamento elettrochimico di componenti in lega di titanio Ti6Al4V realizzati con tecnologia direct metal laser sintering

A. Acquesta, A. Carangelo, P. Di petta, T. Monetta

Lo scopo del lavoro è stato quello di studiare e confrontare il comportamento elettrochimico di componenti in lega di titanio Ti6Al4V ottenuti mediante tecnologia Direct Metal Laser Sintering (DMLS), utilizzando polveri vergini e riciclate, con quello esibito da un componente della stessa lega ottenuto mediante tecnologia convenzionale. In particolare, sono stati studiati sia campioni "as-received" sia quelli lappati meccanicamente. I risultati conseguiti hanno dimostrato che la microstruttura dei campioni DMLS è di tipo martensitico, a causa del trattamento termico subito durante il processo di formazione dei manufatti, mentre i test diffrattometrici hanno evidenziato principalmente la presenza della fase α. Le caratteristiche elettrochimiche dei campioni variano sensibilmente se si utilizzano polveri vergini o riciclate nella fase di formatura. Infine, è stato riscontrato che anche la finitura superficiale dei campioni "as-received", ottenuti per DMLS, ha una profonda influenza sulla risposta elettrochimica del materiale.

PAROLE CHIAVE: Ti6Al4V, ADDITIVE MANUFACTURING, POLVERI RICICLATE, CORROSIONE

Introduzione

Le tecnologie di formazione di tipo additivo stanno suscitando un notevole interesse nel campo industriale, grazie alla commercializzazione di macchine che consentono la produzione di componenti metallici mediante la sovrapposizione di strati di polveri che vengono parzialmente fuse da fonti energetiche di tipo laser o cannone elettronico [1]. La tecnologia permette di produrre parti con geometria complessa, il che la rende una soluzione estremamente interessante in numerosi campi di applicazione [2]. Ad oggi, sono pochi gli studi sul comportamento elettrochimico mostrato da componenti ottenuti mediante tecnologie additive in lega di Titanio Ti6Al4V, utilizzando polveri vergini e riciclate, se si analizzano i campioni così come sono prodotti. Questo aspetto può rivelarsi di particolare interesse per l'industria considerando la particolare topografia che il materiale assume dopo la formatura.

A. Acquesta, A. Carangelo, T. Monetta
Dipartimento di Ingegneria Chimica, dei Materiali e della Produzione Industriale Università degli Studi di Napoli Federico II, P. le Tecchio 80, 80125 Napoli

P. Di Petta
MBDA Missile System, via Fusaro 267, 80070 Bacoli, Napoli, Italia

Materiali e metodi

I campioni sono stati ottenuti mediante tecnologia additiva Direct Metal Laser Sintering (DMLS), in atmosfera di Argon, applicando una potenza di 340W, una dimensione del fascio laser di 100 μm ed utilizzando le polveri commerciali vendute dalla casa produttrice della macchina (EOS M280) aventi una distribuzione della dimensioni compresa fra 20 e 60 μm. In particolare, sono state utilizzate polveri vergini e polveri derivanti dal 1° riciclo. I prodotti sono stati realizzati con una velocità di scansione di 1250mm/s ed un layer thickness di 30 μm. A valle del processo di produzione, al fine di consentire il rilassamento di stress residui, i campioni sono stati trattati termicamente ad una temperatura di 650°C per 3 ore in Argon, in cui sono stati lasciati raffreddare fino a temperatura ambiente.
La nomenclatura utilizzata per indicare i campioni analizzati è riportata in tabella 1.

Tab.1 - Nomenclatura utilizzata per indicare i campioni analizzati / Abbreviations used to indicate the analyzed samples

Campioni	Nomenclatura
Ti6Al4V fabbricato convenzionalmente e lappato meccanicamente	Ti6Al4V
Ti6Al4V fabbricato utilizzando polveri vergini	as-received DMLS vergine
Ti6Al4V fabbricato utilizzando polveri derivanti dal 1° riciclo	as-received DMLS 1°riciclo
Ti6Al4V fabbricato utilizzando polveri vergini e lappato meccanicamente	LM_DMLS vergine
Ti6Al4V fabbricato utilizzando polveri derivanti dal 1° riciclo e lappato meccanicamente	LM_DMLS 1°riciclo

L'analisi della microstruttura dei campioni è stata eseguita mediante microscopio ottico (OM, Zeiss, Milano). I campioni sono stati meccanicamente lappati fino ad una lucidatura a specchio, secondo la procedura nota riportata in [3]. Successivamente, essi sono stati lavati con acqua, poi con etanolo ed, infine, con acetone. L'analisi metallografica è stata eseguita utilizzando la soluzione di Kroll [3] a temperatura ambiente per 15-20 s. Le misure di diffrattometria a raggi X e le misure elettrochimiche sul bulk del materiale sono state effettuate su campioni trattati con carte abrasive in carburo di silicio fino ad una grana P-1200. La struttura cristallina è stata studiata mediante un diffratometro a raggi X (XRD, PANalytical's X'Pert PRO, Milano). Le prove di polarizzazione potenziodinamica sono state eseguite utilizzando un potenziostato (Interface 1000, Gamry Instruments, Pennsylvania, USA) connesso ad una cella elettrochimica a tre elettrodi, come riportato altrove [4], in una soluzione acquosa al 3,5 % in peso di NaCl, a temperatura ambiente, esponendo un'area di circa 0.7 cm^2, in un intervallo di potenziali compreso fra -0.01V vs OCP e +3 V vs OCP, applicando una velocità di scansione di 0.166 mV/s. Prima della prova, la misura del potenziale di circuito aperto (OCP) è stata eseguita fino al raggiungimento di un valore di equilibrio. Tutte le misure sono state ripetute su tre campioni differenti per verificare la riproducibilità dei risultati.

Risultati e discussione

Analisi della microstruttura

L'analisi microstrutturale ha evidenziato come la tecnologia additiva comporti una rilevante variazione della microstruttura del materiale se confrontata con quella ottenuta con tecnologie tradizionali. Infatti, il campione di riferimento Ti6Al4V è costituito da grani equiassici di fase α distribuiti nella matrice di fase β (Fig. 1a), mentre, i campioni DMLS (Fig. 1a e 1b) presentano una struttura martensitica, determinata dalla storia termica subita durante il processo di fabbricazione. E' possibile notare, che, nei campioni DMLS, i grani prior β crescono nella direzione quasi parallela alla direzione di accrescimento e all'interno di essi si formano fini lamelle di fase α.**Gas flow measurements**

Fig.1 -Immagini acquisite mediante microscopio ottico lungo la direzione di laminazione per il campione Ti6Al4V (a) e lungo la direzione di accrescimento per i campioni LM_DMLS vergine (b) e LM_DMLS 1° riciclo (c)
Fig. 1 – Optical Images acquired along the processing direction for the sample Ti6Al4V (a) and along the building direction for the virgin samples LM_DMLS (b) and LM_DMLS 1st recycling (c).

Analisi cristallografica

In Fig. 2 è riportato il pattern dell'analisi XRD condotta sui campioni DMLS dopo essere stati trattati meccanicamente, secondo la procedura riportata sopra. Come si può vedere, tutti i campioni ottenuti mediante tecnologia DMLS presentano i picchi della lega di titanio Ti6Al4V caratteristici della fase α, in corrispondenza degli angoli 35.30°, 38.45°, 40.31°, 53.26°, 63.41°, 70.7°, 76.08°, mentre non sono evidenti i picchi caratteristici della fase β. Dalle analisi effettuate, la fase β, è riscontrabile soltanto nel campione ottenuto mediante tecnologia convenzionale. Questa evenienza potrebbe essere causata dell'elevata escursione termica che subiscono i componenti durante i processi al laser, che determina la formazione di una bassa frazione volumetrica di fase β.

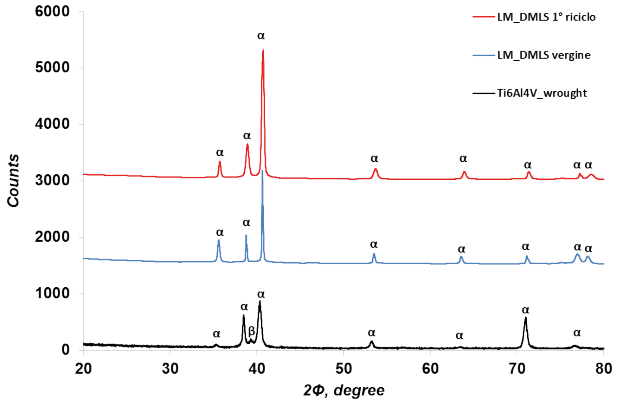


Fig.2 -Pattern XRD ottenuto sui campioni DMLS dopo essere stati lappati meccanicamente, confrontato con quello ottenuto su un campione ottenuto mediante tecnologia convenzionale/ XRD pattern obtained on DMLS samples after being mechanically lapped, compared with that obtained on a sample obtained by conventional technology.

Prove di polarizzazione potenziodinamica

In Fig. 3 sono riportate le curve di polarizzazione potenziodinamica effettuate sui campioni DMLS as-received e sui campioni DMLS lappati meccanicamente, confrontati con la curva di polarizzazione del campione di riferimento Ti6Al4V. E' possibile notare che le curve di polarizzazione potenziodinamica registrate per i campioni as-received DLMS, rapportate all'area reale stimata mediante prove di rugosità riportate altrove [5], assumono un andamento completamente differente da quella esibita dal campione di riferimento Ti6Al4V. Esso ,infatti, mostra un valore di potenziale di libera corrosione pari a -0.480 V, una densità di corrente di passività pari a circa 1 x 10^{-6} A/cm^2 ed un range di passività molto esteso, da un valore di potenziale di circa 0 V vs SCE e fino a circa 2.5 V Vs SCE, che può essere individuato come potenziale di transpassività.

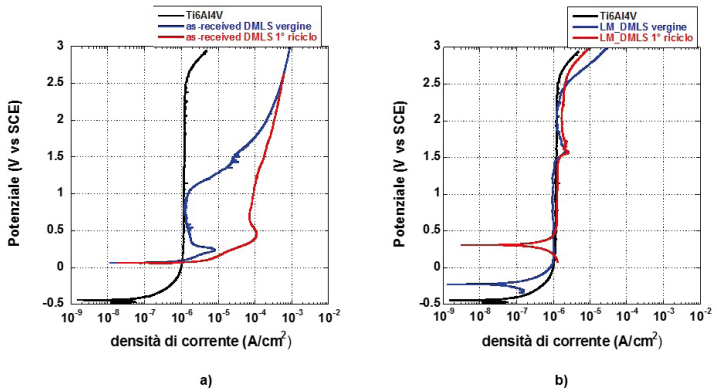


Fig.3 - Curve di polarizzazione potenziodinamica, rapportate all'area reale stimata, ottenute: a) sui campioni "as-received" fabbricati mediante tecnologia DMLS utilizzando polveri vergini (curva blu) e polveri derivanti dal 1° riciclo (curva rossa) e b) sui campioni lappati meccanicamente / Potentiodynamic polarization curves, compared to the real estimated area, obtained: a) on the as-received samples produced by DMLS technology using virgin powders (blue curve) and powders deriving from the 1st recycling process (red curve), and b) on mechanically lapped samples.

I campioni DMLS mostrano un potenziale di corrosione maggiore di quello del campione Ti6Al4V, probabilmente dovuto alla presenza di ossidi di titanio di diversa natura/struttura sulla loro superficie, rispetto all'ossido formatosi sul campione Ti6Al4V, a seguito del trattamento termico subito per lo stress relieving. Il campione as-received DMLS vergine presenta una zona di transizione attivo-passiva fino ad un valore di potenziale pari a 0.3 V vs SCE, a partire dal quale si evidenzia una zona di pseudo-passività fino ad un valore di potenziale di 1 v vs SCE, in cui si registra una densità di corrente di passività di valore simile a quella registrata per il campione Ti6Al4V. Il campione as-received DMLS ottenuto da polveri riciclate presenta una zona di transizione attivo-passivo meno pronunciata se confrontato con il campione DMLS vergine e un range di pseudo-passività con densità di correnti più elevata, pari a circa 9 x 10^{-5} A/cm^2 nel range di potenziali compreso fra 0.6 V vs SCE e 1.3 V vs SCE, vale a dire circa due ordini di grandezza maggiore della densità di corrente registrata utilizzando il campione ottenuto con polveri vergini.

Le curve di polarizzazione potenziodinamica eseguite sul bulk dei campioni DMLS (Fig. 3b), ovvero dopo il trattamento con carte abrasive, mettono in luce interessanti risultati. E' possibile notare che il campione LM_DMLS vergine presenta un valore del potenziale di libera corrosione maggiore di quello registrato dal campione Ti6Al4V, un range di passività molto esteso con densità di corrente uguale a quella registrata per il campione di riferimento. Infine, esso mostra un potenziale di transpassività pari a 2.2 V vs SCE, leggermente inferiore al campione Ti6Al4V. L' uso delle polveri riciclate fa registrare un ulteriore aumento del potenziale di corrosione, che registra un valore di 0.1 V vs SCE, con conseguente diminuzione del range di passività. Infine, per tutti i campioni ottenuti con tecnologia additiva si registra una zona di instabilità nell'intorno del valore di potenziale di 1.5 V vs SCE, come è stato più volte riscontrato anche in letteratura [6].

Conclusioni

L'analisi della microstruttura dei campioni ottenuti via DMLS ha rivelato che il processo di produzione comporta la formazione di una struttura martensitica, caratterizzata dalla presenze di fitte lamelle di fase α all'interno dei grani prior β, che si sviluppano lungo la direzione di accrescimento del campione. Le misure di diffrattometria a raggi X hanno mostrato che i campioni DMLS presentano gli stessi picchi caratteristici di fase α mostrati dal campione di riferimento Ti6Al4V. I test elettrochimici eseguiti sui campioni as-received DMLS hanno evidenziato due aspetti: l'influenza della finitura superficiale sulla caratteristica anodica e l'effetto dell'utilizzo di polveri riciclate. La prima causa la mancanza di un range di passività esteso e stabile, mentre il secondo determina la presenza di densità di

correnti più elevate rispetto a quelle misurate su campioni ottenuti con polveri vergini. L'analisi eseguita sul bulk dei campioni DMLS ha, invece, messo in luce un aumento del potenziale di libera corrosione, maggiore per i campioni ottenuti da polveri riciclate e la presenza di una zona di instabilità nel range di passività. Pertanto, si può concludere che l'utilizzo di polveri riciclate, come anche la scarsa finitura superficiale, hanno sicuramente un effetto avverso sulle proprietà elettrochimiche di manufatti ottenuti in tecnologia additiva.

Riferimenti

[1] L.E. Murr, S.M. Gaytan, D.A. Ramirez, E. Martinez, J. Hernandez, K.N. Amato, P.W. Shindo, F.R. Medina, R.B. Wicker, Metal Fabrication by Additive Manufacturing Using Laser and Electron Beam Melting Technologies, Journal of Materials Science & Technology 28(1) (2012) 1-14.

[2] N. Guo, M.C. Leu, Additive manufacturing: technology, applications and research needs, Frontiers of Mechanical Engineering 8(3) (2013) 215-243.

[3] Metallographic and Materialographic Specimen Preparation, Light Microscopy, Image Analysis, and Hardness Testing.

[4] T. Monetta, A. Acquesta, A. Carangelo, N. Donato, F. Bellucci, Durability of AZ31 magnesium biodegradable alloys polydopamine aided: Part 1, Journal of Magnesium and Alloys (2017).

[5] A.C. A. Acquesta, P. Di Petta, T. Monetta, The effect of recycled powders on the electrochemical behaviour of Ti6Al4V components produced by Direct Metal Laser Sintering process, Metals submitted (2019).

[6] N. Dai, J. Zhang, Y. Chen, L.-C. Zhang, Heat Treatment Degrading the Corrosion Resistance of Selective Laser Melted Ti-6Al-4V Alloy, Journal of The Electrochemical Society 164(7) (2017) C428-C434.

La Metallurgia Italiana
International Journal of the Italian Association for Metallurgy

ELECTROCHEMICAL BEHAVIOUR OF Ti6Al4V PARTS FABRICATED BY DIRECT METAL LASER SINTERING

The aim of this work was to study and compare the electrochemical behavior of Ti6Al4V titanium alloy components obtained by Direct Metal Laser Sintering technology, using virgin and recycled powders, with that exhibited by a component of the same alloy obtained by using the conventional technology. In particular, both as-received and mechanically lapped samples were studied. The results obtained have shown that the microstructure of the DMLS samples is of martensitic type, due to the heat treatment during the formation process, while the diffractometric tests showed mainly the presence of the α phase. The electrochemical characteristics of the samples vary significantly if virgin or recycled powders are used. Finally, it was found that even the surface finish of the samples obtained for DMLS has a profound influence on the electrochemical response of the material.

KEYWORDS: Ti6Al4V, ADDITIVE MANUFACTURING, RECYCLED POWDERS, CORROSION.

Resistenza a corrosione di campioni di alluminio, prodotti mediante Additive Manufacturing, trattati superficialmente con anodizzazione o PEO

L. Pezzato, M. Dabalà, K. Brunelli

Negli ultimi anni l'importanza della stampa 3D di componenti metallici in ambito industriale è aumentata esponenzialmente, non limitandosi più ad oggetti con finalità meramente estetiche ma allargando il suo campo di applicazione a componenti meccanici di varia natura. Parallelamente a tale incremento nella sua diffusione sono anche subentrate nuove necessità di proteggere dalla corrosione i campioni, mediante opportuni rivestimenti. In particolare, nel campo della manifattura additiva di leghe di alluminio, è possibile pensare di proteggere i componenti mediante anodizzazione oppure ossidazione elettrolitica al plasma (PEO). Nel presente lavoro è stata valutata la possibilità di utilizzare queste tecniche per la protezione di componenti in AlSi10Mg ottenuti per manifattura additiva. I vari campioni sono stati caratterizzati in termini di microstruttura e di resistenza a corrosione. La tecnica PEO è risultata la più efficace nel proteggere i campioni dai fenomeni corrosivi.

PAROLE CHIAVE: LEGHE ALLUMINIO, MANIFATTURA ADDITIVA, ANODIZZAZIONE, PEO, RIVESTIMENTI

INTRODUZIONE

Oggigiorno nell'ambito industriale sta assumendo sempre maggiore importanza la produzione di manufatti metallici mediante tecniche di additive manufacturing. Tra i materiali più utilizzati in tale ambito vi sono certamente le leghe di alluminio e in particolare la lega AlSi10Mg. Tuttavia il processo produttivo modifica in maniera sostanziale sia le caratteristiche superficiali che la microstruttura della lega, cambiandone in maniera significativa le proprietà. [1] In particolare anche le proprietà di resistenza a corrosione sono sostanzialmente diverse tra campioni tradizionali e campioni ottenuti mediante tecnologia additive con i secondi che generalmente sono caratterizzati da una riduzione della resistenza a corrosione, a causa di fenomeni di corrosione selettiva della fase α-Al, ai bordi dei pozzetti di fusione. [2-3] Proprio

L. Pezzato, M. Dabalà
Department of Industrial Engineering, University of Padova, Via Marzolo 9, 35131 Padova, Italy

K. Brunelli
Department of Industrial Engineering, University of Padova, Via Marzolo 9, 35131 Padova, Italy - Department of Civil, Environmental and Architectural Engineering, University of Padova, Via Marzolo 9, 35131 Padova, Italy

per tali motivi risulta particolarmente importante, in particolare per componenti prodotti mediante tecnologie additive, individuare adeguati sistemi di protezione. A tal riguardo, considerando componenti in alluminio, le tecniche più diffuse sono l'anodizzazione tradizionale e l'ossidazione elettrolitica al plasma con quest'ultima che riprende la tecnica e il principio dell'anodizzazione convenzionale ma lavorando a potenziali e correnti più elevate. [4] A causa del particolare meccanismo di formazione del rivestimento mediate micro scariche che si muovono sulla superficie del campione la tecnica PEO è generalmente ritenuta più versatile dell'anodizzazione tradizionale, lavorando in un range più ampio di temperature e con varie tipologie di leghe. [5-6] Inoltre è anche possibile rivestire superfici con elevata rugosità. [7]
L'obbiettivo del presente lavoro è studiare la possibilità di applicare le tecniche di anodizzazione convenzionale oppure PEO per proteggere dalla corrosione una lega AlSi10Mg ottenuta mediate AM. La possibilità di ottenere rivestimenti con buone caratteristiche verrà valutata mediante analisi SEM della sezione e della superficie mentre la resistenza a corrosione verrà valutata mediante prove elettrochimiche.

MATERIALI E METODI

Sono stati studiati campioni di lega AlSi10Mg. I campioni ottenuti mediate SLM sono stati stampati con una sorgente laser da 250 W partendo da una polvere con dimensione media di 40 µm e usando spessori del layer di 30 µm.
Prima di effettuare i trattamenti superficiali i campioni sono stati sgrassati tramite bagno a ultrasuoni in acetone per 10 minuti. I campioni non sono stati lucidati prima del trattamento. Per quanto riguarda l'anodizzazione i campioni sono stati trattati con una densità di corrente di 0,016 A/cm^2 per 25 min in un bagno 20% H_2SO_4 usando come catodo del piombo. Per quanto riguarda il processo PEO l'elettrolita utilizzato è stato: 25 g /l di Na_2SiO_3 e 2.5 g/l di NaOH. Il generatore di corrente continua impiegato sia per il rivestimento PEO che per l'anodizzazione è un alimentatore TDK Lambda in grado di erogare 2400W (315V, 8A). Durante il trattamento PEO il campione ha lavorato come anodo mentre il catodo era costituito da una gabbia di acciaio al carbonio. I trattamenti PEO sono stati eseguiti mantenendo costante la densità di corrente e lasciando il potenziale libero di variare. In particolare, la densità di corrente è stata fissata a 0.35 A / cm^2. Dopo i trattamenti, i campioni sono stati lavati con acqua deionizzata ed etanolo e asciugati con aria compressa. Sia le superfici che le sezioni trasversali sono state analizzate con un microscopio a scansione elettronica SEM Cambridge Stereoscan 440, dotato di micro analisi Philips PV9800 EDS, al fine di valutare le caratteristiche morfologiche, lo spessore del rivestimento e la composizione elementare. La resistenza alla corrosione del rivestimento è stata analizzata mediante prove potenziodinamiche e di spettroscopia di impedenza elettrochimica (EIS) a temperatura ambiente. I test sono stati eseguiti in una soluzione contenente 0.1 M Na_2SO_4 e 0.05 M NaCl, con un potenziostato AMEL 2549, utilizzando un elettrodo a calomelano come elettrodo di riferimento (SCE) e un elettrodo di platino come controelettrodo. Le prove potenziodinamiche sono state eseguite con una velocità di scansione di 0.00005 V/s. Le misurazioni EIS sono state effettuate al valore del potenziale di circuito aperto e in una gamma di frequenze comprese tra 10^5 Hz e 10^{-2} Hz con un'ampiezza perturbazione di 10 mV. Sia le prove potenziodinamiche che le prove EIS sono state eseguite su tre campioni al fine di assicurare la riproducibilità del risultato, non essendo state riscontrate variazioni sostanziali nel presente lavoro si riportano i risultati su un singolo campione.

RISULTATI E DISCUSSIONE

I campioni ottenuti per SLM con le condizioni sopra descritte sono stati preparati secondo procedura metallografica standard e attaccati con reagente Graff-Sargent (84ml H_2O, 15.5ml HNO_3, 0.5 ml HF, 3g CrO_3) al fine di analizzarne la microstruttura. I risultati sono riportati in Fig.1.

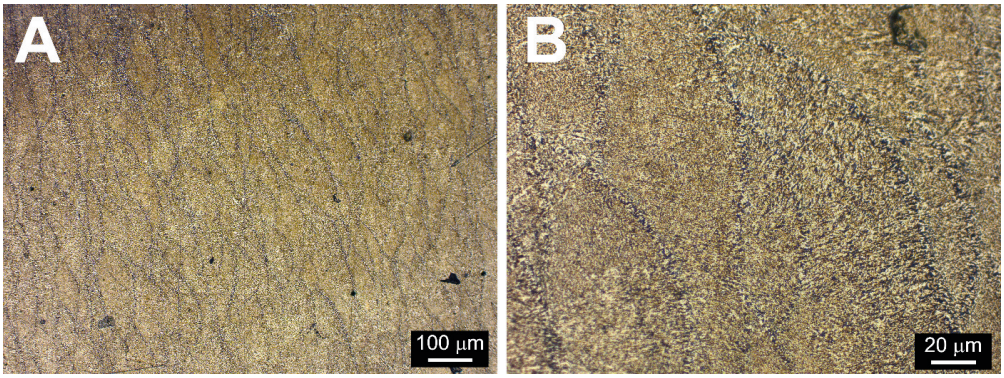


Fig.1 - Microstrutture dei campioni di AlSi10Mg ottenuti per SLM 100X (A) e 500X(B) / Micrographs of the samples of AlSi10Mg obtained with SLM process, 100X (A) e 500X(B)

Dalle immagini sopra riportate si può notare come i campioni presentino una buona densità con solo pochi pori visibili (spot neri in Fig.1A), indice di una buona qualità nel processo produttivo. Inoltre dalle analisi effettuate emerge la presenza della tipica microstruttura che generalmente si ottiene nei campioni SLM dove sono chiaramente individuabili le pozzette di fusione (Fig.1A) e la struttura cellulare (Fig.1B). Su tali campioni sono stati testati i trattamenti di anodizzazione e PEO al fine di ottenere un rivestimento che migliori la resistenza a corrosione. I test relativi al processo di anodizzazione non hanno però portato a risultati soddisfacenti in quanto non si è osservata la formazione di un rivestimento aderente e compatto. Ciò può essere dovuto innanzi tutto alla natura della lega, infatti l'AlSi10Mg è nota come una lega difficilmente anodizzabile. Anche la finitura superficiale dei campioni sicuramente ha influito negativamente, con un'elevata rugosità superficiale. I risultati ottenuti mediate trattamento PEO sono invece completamente diversi. Infatti grazie alla maggiore versatilità del processo sono stati ottenuti sui campioni rivestimenti aderenti al substrato e con buono spessore. Le immagini SEM del rivestimento PEO sono riportate in Fig.2. Si può notare la presenza di un rivestimento aderente al substrato, uniforme e con spessore intorno ai 20 µm (Fig.2a) e con una superfice caratterizzata dalla tipica porosità di questo tipo di rivestimenti (Fig.2b). La presenza di questi pori è di grande importanza dal punto di vista tecnologico, in quanto possono essere sigillati con sostanze particolari che conferiscono ai campioni specifiche proprietà. [8] In Tab.1 sono invece riportati i risultati delle analisi EDS effettuate sulla superficie (nel dettaglio nella zona indicata con 2 in Fig.2B) e la sezione (nel dettaglio nella zona indicata con 1 in Fig.2A) dei campioni. Si può osservare come i rivestimenti siano costituiti prevalentemente da ossido di alluminio, con la presenza anche di composti contenenti silicio e sodio, in accordo con la composizione del substrato e dell'elettrolita utilizzato.

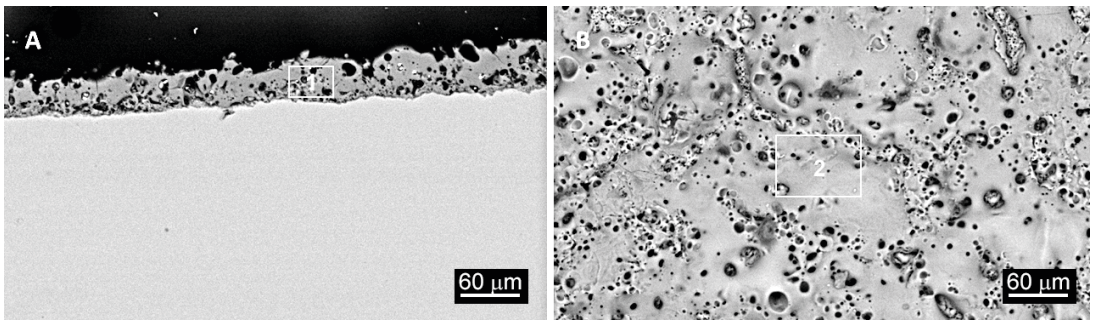


Fig.2 - Immagine SEM della sezione (A) e della superficie (B) dei campioni di AlSi10Mg rivestiti mediante tecnica PEO / SEM images of cross section (A) and of the surface (B) of the PEO treated AlSi10Mg samples

Tab.1 - Risultati delle analisi EDS effettuate sulla superficie e la sezione dei rivestimenti / EDS semi-quantitative analysis of the surface and cross sections of the coatings

	Al%	O%	Si%	Na%
SLM-Surface (2)	10.45	50.62	32.03	6.9
SLM-Cross Section (1)	15.92	52.03	30.69	1.36

Al fine di verificare se i rivestimenti ottenuti producessero un adeguato incremento della resistenza a corrosione i campioni rivestiti sono stati testati mediante prove elettrochimiche in soluzioni moderatamente aggressive contenenti sia solfati che cloruri. Sono stati testati anche campioni non rivestiti per confronto. I campioni sono stati dapprima preliminarmente testati mediante prove potenziodinamiche e i risultati ottenuti sono riportati nel grafico di Fig.3 e in Tab.2.

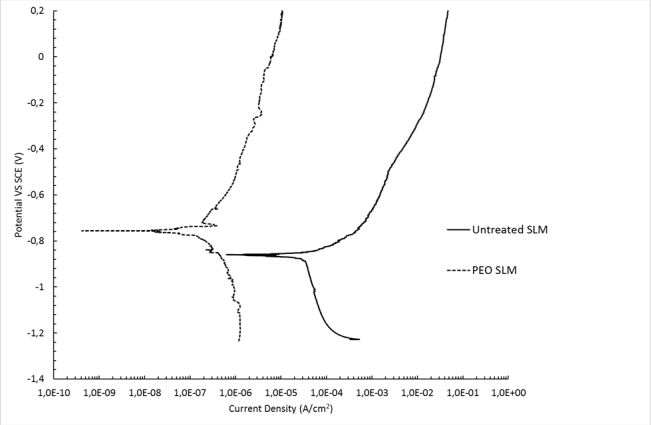


Fig.3 - Risultati delle prove potenziodinamiche per i campioni SLM trattati e non trattati mediante PEO (Elettrolita: 0.1 M Na_2SO_4 e 0.05 M NaCl) / Results of the potentiodynamic tests for the untreated and PEO treated SLM samples (Test Electrolyte: 0.1 M Na_2SO_4 e 0.05 M NaCl)

Tab.2 - Densità di corrente di corrosione e potenziale di corrosione ricavati dalle prove potenziodinamiche / Corrosion current densities and corrosion potentials extrapolated from potentiodynamic tests

	Corrosion current density i_{corr} [A/cm²]	Corrosion Potential E_{corr} [V]
Untreated SLM	3.5×10^{-5}	-0.86
PEO SLM	3.5×10^{-7}	-0.76

Dall'analisi del diagramma di Fig.3 si può notare come, a seguito del rivestimento con tecnica PEO, si abbia un netto spostamento verso sinistra della curva. Questo sta ad indicare come il campione rivestito sia caratterizzato da una resistenza a corrosione nettamente superiore rispetto al campione non rivestito. In particolare, andando ad analizzare i dati riportati in Tab.2, si può notare come, mentre i potenziali non sembrano influenzati dalla presenza del rivestimento a seguito del processo PEO si genera un calo della densità di corrente di corrosione di circa due ordini di grandezza.

Al fine di studiare più in dettaglio la resistenza a corrosio-

ne di questi campioni sono state effettuate anche prove EIS nel medesimo elettrolita utilizzato per le prove potenziodinamiche ed i risultati, in termini di diagramma di Nyquist, sono riportati in Fig.4.

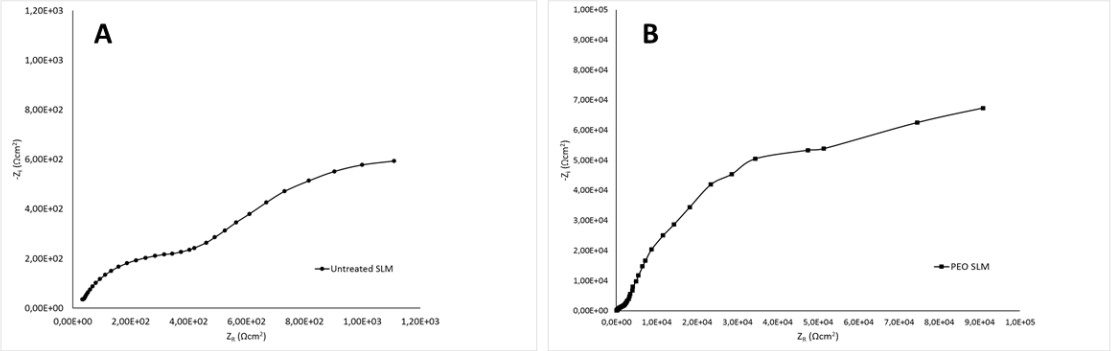


Fig.4 - Diagrammi di Nyquist relativi alle prove EIS su campioni SLM non rivestiti (A) o rivestiti mediante tecnica PEO (B) (Elettrolita: 0.1 M Na_2SO_4 e 0.05 M NaCl) / Nyquist plots of the EIS tests performed on untreated SLM sample (A) and PEO treated SLM sample (B) (Test Electrolyte: 0.1 M Na_2SO_4 e 0.05 M NaCl)

Si può chiaramente osservare come la presenza del rivestimento PEO incrementi in misura considerevole la resistenza alla polarizzazione, e di conseguenza la resistenza a corrosione, della lega AlSi10Mg. In particolare considerando l'impedenza alle basse frequenze come indicativa della resistenza alla polarizzazione tale incremento risulta essere di notevole entità anche dal punto di vista quantitativo. L'incremento della resistenza a corrosione con la presenza del rivestimento si può considerare connesso sia con l'effetto barriera dato dal rivestimento stesso sia con la natura isolante di quest'ultimo. Lo spessore del rivestimento gioca un ruolo importante nella resistenza a corrosione e, grazie alla grande versatilità del processo PEO, non si osservano variazioni tra gli spessori ottenibili su campioni tradizionali e quelli ottenuti per manifattura additiva.

CONCLUSIONI

Nel presente lavoro si è verificato come, utilizzando i parametri descritti, non si riesca ad ottenere attraverso anodizzazione un rivestimento protettivo efficace su campioni in AlSi10Mg stampati 3D mediante SLM. Il processo PEO invece, grazie alla sua versatilità, è risultato efficace nel realizzare un rivestimento spesso, compatto ed uniforme sulla superficie dei campioni. Il rivestimento risulta principalmente composto da ossidi di alluminio e di silicio e con spessore di circa 20 micron. Il rivestimento è risultato anche essere efficace nel proteggere dalla corrosione il substrato sottostante, portando ad un aumento della resistenza di notevole entità.

RINGRAZIAMENTI

Le attività di ricerca presentate in questa memoria sono state finanziate dall'Università degli Studi di Padova (Budget Integrato per la Ricerca Interdipartimentale, BIRD 182043/18).

BILIOGRAFIA

[1] Cabrini M, Lorenzi S, Pastore T, Pellegrini S, Testa C, Manfredi D, Ambrosio E P, Calignano F, Lorusso, M, Fino P. Analysis of corrosion resistance of the AlSi10Mg alloy obtained by additive manufacturing in chloride solution. La Metallurgia Italiana. 2016; 108: 137-146

[2] Cabrini M, Lorenzi S, Pastore T, Pellegrini S, Manfredi D, Lorusso M, Calignano F, Pavese M, Andreatta F. Corrosion behavior of AlSi10Mg alloy produced by laser powder bed fusion under chloride exposure. Corrosion Science, 2019; 152: 101–108

[3] Cabrini M, Lorenzi S, Pastore T, Testa C, Manfredi D, Fino P, Biamino P, Badini C. Evaluation of corrosion resistance of Al–10Si–Mg alloy obtained bymeans of Direct Metal Laser Sintering. Journal of Materials Processing Technology, 2016; 231: 326–335

[4] Blawert C, Bala Srinivasan P in: Dong H (ed.) Surface Engineering of Light Alloys: Aluminium, Magnesium and Titanium Alloys, Woodhead Publishing, Oxford 2010

[5] Yerokhin A L, Nie X, Leyland A, Matthews A, Dowey S J. Plasma electrolysis for surface engineering, Surface and Coatings Technology, 1999; 122: 73–93

[6] Curran J A, Clyne T W. Porosity in plasma electrolytic oxide coatings, Acta Mater., 2006; 54: 1985–1993

[7] Pezzato L, Angelini V, Brunelli K, Martini C, Dabalà M. Tribological and corrosion behavior of PEO coatings with graphite nanoparticles on AZ91 and AZ80 magnesium alloys. Trans. Nonf. Met. Soc. Chin. 2018; 28:193-219

[8] Pezzato L, Rigon M, Martucci A, Brunelli K, Dabalà M. Plasma Electrolytic Oxidation (PEO) as pre-treatment for sol-gel coating on aluminum and magnesium alloys. Surf. Coat. Technol. 2019; 366: 114-123

Corrosion resistance of Additive Manufactured AlSi10Mg samples anodized or treated with PEO

In recent years, the importance of 3D printing of metal components in industry has increased exponentially, no longer limited to objects with purely aesthetic purposes, but widening its field of application to different mechanical components. Cleary with the increase in the diffusion of additive manufacturing, there is also a new need to protect the samples from corrosion by means of suitable coatings. In particular, in the field of additive manufacturing of aluminum alloys, it is possible to protect the components by anodizing or electrolytic plasma oxidation (PEO). In this paper the possibility of using these techniques for the protection of AlSi10Mg components obtained by additive manufacturing was evaluated. The samples were characterized in terms of microstructure and corrosion resistance. The PEO technique resulted the most effective in protecting the samples

KEYWORDS: ALUMINUM ALLOYS, ADDITIVE MANUFACTURING, ANODIZING, PEO, COATINGS.

Resistenza a corrosione dell'acciaio inossidabile AISI316L in componenti ottenuti mediante tecnologia SLM

R. Giovanardi, M. Conte, C. Gelsomini, R. Franci

In questo lavoro diversi campioni AISI 316L realizzati tramite selective laser melting (SLM) sono stati caratterizzati senza applicare alcun trattamento superficiale (condizione as-built) e dopo lucidatura fino ad ottenere una rugosità superficiale controllata, per valutare: i) l'influenza che la lucidatura superficiale ha sulla resistenza alla corrosione dei componenti SLM in AISI316L e ii) l'influenza che la posizione di costruzione in camera (cioè la posizione del campione all'interno della camera di costruzione SLM) ha su microstruttura, porosità e resistenza alla corrosione.
I risultati ottenuti non solo mostrano che la lucidatura della superficie è obbligatoria per ottenere una resistenza alla corrosione interessante (cioè per ottenere una passivazione corretta della superficie) ma che in condizioni di lucidatura i campioni ottenuti tramite SLM hanno una resistenza verso fenomeni di corrosione localizzata (pitting) superiore rispetto a quelli ottenuti dalla laminazione a freddo; inoltre, il potenziale di pitting dei campioni ottenuti via SLM risulta fortemente influenzato dalla posizione di costruzione all'interno della camera impiegata per il processo SLM.

PAROLE CHIAVE: SLM, AISI316L, POTENZIALE DI PITTING

INTRODUZIONE

La produzione additiva (additive manufacturing) è una nuova tecnologia basata sulla realizzazione di un componente nella sua forma (geometria) finale aggiungendo via via strati di materiale (solitamente allo stato di polvere) piuttosto che rimuovendo lo stesso (come accade con le tradizionali tecniche di lavorazione). Il principale vantaggio di questa innovativa tecnologia di produzione risiede nella possibilità di realizzare componenti con geometrie anche molto complesse senza dover ricorrere a lunghi cicli e passaggi di lavorazione tipici delle tradizionali tecniche per asportazione di truciolo (tornitura, foratura, fresatura, ecc.) utilizzando anche materiali che difficilmente si prestano a tecniche di colata (es. acciai inossidabili). Viste le elevate potenzialità della tecnologia, nei recenti anni si è assistito ad una rapida realizzazione e diffusio-

R. Giovanardi, M. Conte
Università di Modena e Reggio Emilia, Dipartimento di Ingegneria 'Enzo Ferrari' - Modena
C. Gelsomini, R. Franci
Il Sentiero International Campus S.r.l., Schio, Vicenza, Italy

ne di impianti che permettono la costruzione additiva di componenti metallici sfruttando diversi approcci; uno dei più diffusi è il processo SLM (Selective Laser Melting), che sfrutta un laser ad alta densità di potenza per fondere le polveri metalliche posizionate (strato dopo strato) sulla piattaforma di crescita mediante un apposito dispositivo (recoater). L'impiego della tecnologia SLM (Selective Laser Melting) per la produzione di componenti in acciaio inossidabile che non necessitano ulteriori lavorazioni meccaniche (near-net-shape) per applicazioni industriali è decisamente in aumento. Nonostante la presenza in letteratura di diversi studi che valutano la resistenza alla corrosione di campioni e/o componenti in AISI316L ottenuti tramite SLM, in tutti questi lavori viene solitamente applicata una lucidatura controllata della superficie (solitamente ottenendo finitura elevata) al fine di correlare la resistenza a corrosione alla microstruttura della lega [1-5]. In questo lavoro diversi campioni AISI 316L realizzati tramite tecnologia SLM saranno caratterizzati senza applicare alcun trattamento superficiale (condizione as-built) e dopo lucidatura fino ad ottenere una rugosità superficiale controllata, per valutare: i) l'influenza che la lucidatura superficiale ha sulla resistenza alla corrosione dei componenti SLM in AISI316L e ii) l'influenza che la posizione di costruzione in camera (cioè la posizione del campione all'interno della camera di costruzione SLM) ha su microstruttura, porosità e resistenza alla corrosione.

PARTE SPERIMENTALE

I provini realizzati, parallelepipedi con dimensioni 50mm x 20mm x 5mm, sono stati ottenuti utilizzando polveri di acciaio AISI316L (LPW Technology Ltd) con distribuzione granulometria gaussiana e diametro percentile D50 pari a 27.7 µm (ottenuto mediante granulometro a diffrazione laser). Tali campioni sono stati realizzati con una macchina SISMA SLM MYSINT100® dotata di un laser (lunghezza d'onda 1060-1070 nm, potenza massima 150 W, diametro spot 55 µm) e di una piattaforma non riscaldata che opera in atmosfera inerte (Argon con un massimo contenuto di ossigeno dello 0,5% in peso). I parametri macchina applicati per la costruzione dei campioni sono i seguenti: i) supporti: potenza 80W, velocità di scansione 1600 mm/s, ii) contorno: potenza 80W, velocità di scansione 500 mm/s, iii) interno (scacchiera[a]): potenza 150W, velocità di scansione 1000 mm/s. In particolare, sono stati realizzati tre provini per ciascun ciclo di lavoro, disposti verticalmente sulla piattaforma di crescita (appoggiati sulla loro base di 20x5 mm) in tre posizioni denominate 1 (regione della piattaforma più distante dal flusso di Argon che mantiene l'atmosfera controllata), 2 (posizione centrale della piattaforma) e 3 (regione della piattaforma più distante dal flusso di Argon che mantiene l'atmosfera controllata). Al termine della costruzione i campioni sono stati rimossi dalla piattaforma mediante taglio meccanico (a freddo). La superficie dei campioni prodotti presenta un fenomeno di ossidazione superficiale via via più marcato procedendo lungo l'asse z di crescita. Per questo motivo le porzioni dei campioni cresciute a contatto con i supporti, nella zona più vicina alla piattaforma (denominate BTM) e quelle più lontane dalla piattaforma (denominate TOP) sono state considerate come campioni distinti ai fini della successiva caratterizzazione. In totale si avranno pertanto sei diverse tipologie di campioni, denominate: 1BTM, 1TOP, 2BTM, 2TOP, 3BTM, 3TOP.

I campioni così prodotti sono denominati 'as built' (non avendo subito alcun processo di finitura superficiale dopo la realizzazione). Un secondo set di campioni (realizzato con i medesimi parametri descritti in precedenza) è stato invece sottoposto a lucidatura superficiale (mediante carte abrasive) fino al raggiungimento di una finitura controllata (Ra = 0.7 µm). Dopo lucidatura i campioni sono stati lasciati a riposo in aria per 48h prima di eseguire i test elettrochimici, al fine di garantire la corretta ripassivazione dell'acciaio.

I campioni ottenuti sono stati sottoposti alle seguenti caratterizzazioni:

1. prova di corrosione accelerata (polarizzazione) per valutare la resistenza a corrosione in NaCl al 3.5% in peso (con pH aggiustato a 7.0); nelle prove di corrosione è stata esposta un'area superficiale di campione pari ad 1cm^2 ed applicata una polarizzazione secondo il seguente ciclo: a) polarizzazione catodica dal potenziale di riposo del campione (Er) fino al potenziale (Er - 0.4)V; b) polarizzazione anodica dal valore raggiunto precendemente, (Er - 0.4)V, fino al valore (Er + 1.6)V; le velocità di scansione applicate sono di 0.0004 V/s e tutti i potenziali sono stati misurati rispetto ad un

[a] Il metodo di costruzione impiegato è il cosiddetto metodo a scacchiera, che lavora secondo isole quadrate di dimensioni 4,0 mm x 4,0 mm

elettrodo di riferimento Ag/AgCl/KCl(saturo), abbreviato SSCE nel resto del testo.

2. prova di corrosione accelerata analoga alla precedente ma invertendo la scansione anodica dopo aver raggiunto una densità di corrente pari a 0.1 $mAcm^{-2}$ (densità di corrente attribuibile alla formazione del primo pit sulla superficie del materiale); la scansione di ritorno dopo inversione è stata condotta con velocità di scansione di 0.0004 V/s fino al potenziale di -0.6 V vs SSCE. Questa seconda procedura consente di determinare il potenziale di protezione dell'acciaio (Epp) e di confrontarlo con i ben noti potenziali di pitting (Ep) e di corrosione (Ecorr) al fine di individuare le seguenti regioni di potenziale: i) regione di immunità (per potenziali inferiori ad Ecorr), dove il materiale sarà protetto da corrosione in quanto termodinamicamente non attivo verso processi di ossidazione; ii) regione di passivazione perfetta (per potenziali maggiori di Ecorr ma inferiori ad Epp), dove il materiale sarà protetto per passivazione, quindi non tenderà a formare pit e, in caso siano presenti pit già aperti (formati in condizioni diverse dalle attuali), essi tenderanno a richiudersi grazie alla formazione di ossidi protettivi; iii) regione di passivazione imperfetta (per potenziali maggiori di Epp ma inferiori ad Epit), dove il materiale sarà protetto per passivazione, quindi non tenderà a formare pit, ma non riuscirà a richiudere eventuali pit già aperti (formati in condizioni diverse dalle attuali).
3. misura della porosità (successivamente convertita in densità del campione) mediante analisi di immagine (software ImageJ) delle sezioni esposte, opportunamente lucidate con preparativa metallografica ed osservate con microscopio ottico;
4. misura della dimensione media di grano utilizzando il metodo del reticolo (secondo ASTM E112) sulle immagini acquisite con microscopia ottica delle sezioni dei campioni, opportunamente lucidate con preparativa metallografica e attaccate in Acqua Regia al fine di evidenziare i bordi grano.

RISULTATI E DISCUSSIONE

In Figura 1a sono riportati i risultati ottenuti a seguito delle prove di corrosione accelerata (con scansione di ritorno) eseguite sui campioni con finitura as-built. Dai risultati ottenuti è possibile notare come tutti i campioni abbiano un potenziale di pitting decisamente inferiore rispetto al valore preso come riferimento per un AISI316L laminato (0.482 V vs SSCE); questo indica che la finitura superficiale gioca un ruolo fondamentale nel garantire la corretta passivazione dei campioni in acciaio inossidabile analizzati e che l'elevata rugosità dei provini realizzati mediante SLM nella condizione as-built non consente una corretta passivazione della superficie. E' inoltre interessante osservare come il potenziale di pitting ottenuto sia fortemente dipendente dalla regione di crescita sulla piattaforma: i) per tutte le regioni BTM (adiacenti alla piattaforma) si ottengono valori di potenziale di pitting più alti rispetto alle corrispondenti regioni TOP; questo fenomeno è imputabile all'eccessiva ossidazione termica (con probabile formazione di ossidi non passivanti) riscontrata nelle regioni TOP dei provini, che essendo l'ultima porzione di provino costruita risente dell'accumulo di calore non disperso dell'intero processo (durata 36h, in presenza di un materiale metallico, acciaio inossidabile, che non gode di eccellenti proprietà di scambio termico rispetto ad altri materiali metallici); ii) in generale le regioni BTM risultano più performanti (a corrosione) rispetto alla regioni TOP anche dal punto di vista dell'ampiezza degli intervalli di passività perfetta per (tutti e 3 i provini testati); iii) il campione 3 risulta più performante, a corrosione, rispetto a tutti gli altri sia in termini di potenziale di pitting che in termini di ampiezza di regione di passività. Un'ipotesi per spiegare questo comportamento può essere fornita considerando la sua posizione sulla piattaforma: il campione 3 è quello cresciuto nella posizione più vicina al flusso di gas Argon, quindi viene probabilmente raffreddato più velocemente, diminuendo il fenomeno di ossidazione superficiale (ossidi termici non protettivi, formati prevalentemente nelle regioni top a minor dissipazione termica).

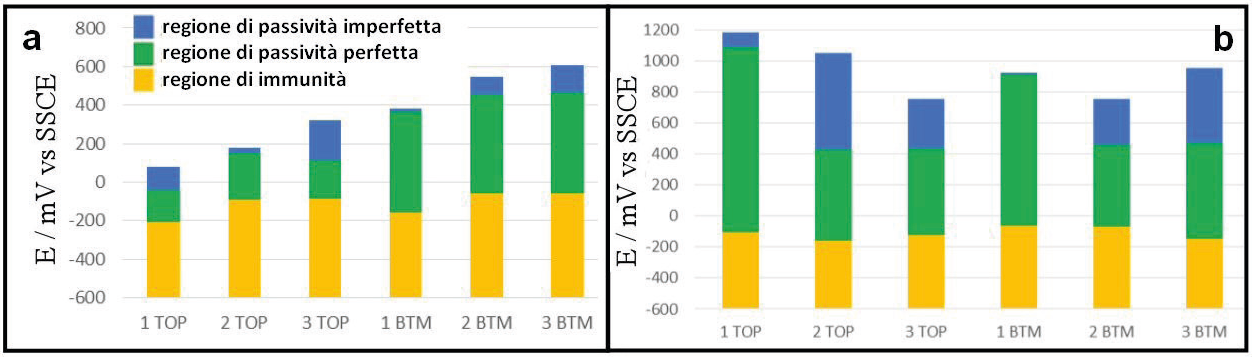


Fig.1 - regioni di immunità, passività perfetta e passività imperfetta ottenute dalle prove di corrosione accelerata sui campioni allo stato as built (a) e dopo lucidatura meccanica fino ad Ra 0.7 µm (b)- regions of immunity, perfect passivity and imperfect passivity obtained from the accelerated corrosion tests on the samples in the as built condition (a) and after mechanical polishing up to Ra 0.7 µm (b)

In Figura 1b sono riportati i risultati ottenuti a seguito delle prove di corrosione accelerata (con scansione di ritorno) eseguite sui campioni con finitura superficiale controllata (lucidatura meccanica fino ad Ra 0.7 µm). Il risultati sono molto interessanti, in quanto da essi emerge che: i) dopo lucidatura i potenziali di pitting dei campioni prodotti via SLM sono confrontabili, e alcune volte notevolmente superiori, a quelli di un AISI316L prodotto con tecnologia tradizionale (laminazione) e portato alla medesima finitura superficiale (0.466 V vs SSCE); ii) le regioni di passività perfetta sono decisamente più ampie di quelle ottenute allo stato as-built, specialmente per il campione 1; iii) allo stato as-built era il campione 3 a presentare una resistenza a corrosione superiore (potenziale di pitting più elevato e più ampia regione di passività perfetta); questa volta (campioni lucidati) il campione 1 emerge come il migliore in termini di resistenza alla corrosione, come se a livello microstrutturale fosse favorita la condizione di maggiore distanza dal flusso di gas in camera (minor raffreddamento), per massimizzare la resistenza a corrosione.

Dai risultati emersi risulta quindi che:

1) le condizioni che favoriscono l'ossidazione superficiale (minor asportazione di calore) portano a risultati pessimi di resistenza a corrosione sulla finitura as built;

2) le medesime condizioni di apporto termico (regioni della camera meno raffreddate o zone dei campioni cresciute per ultime in z) incrementano la resistenza a corrosione dei provini lucidati; questo risultato suggerisce che le diverse velocità di asportazione del calore tipiche delle diverse regioni della camera possano determinare variazioni microstrutturali fra i provini tali da influenzare la loro resistenza a corrosione (allo stato lucidato).

Per confermare questa ultima ipotesi è stata valutata la porosità e la dimensione di grano media dei diversi provini. La porosità (Figura 2) risulta minore nelle regioni TOP, mentre la dimensione di grano media (Figura 3) leggermente inferiore nelle regioni BTM. Queste due evidenze sperimentali, seppur legate a differenze minime e riferite ad un numero limitato di provini analizzati, sembrano correlare perfettamente con i risultati di resistenza a corrosione, in quanto la presenza di porosità, così come una maggior estensione dei bordi grano (tipicamente riscontrati nella regione BTM) porteranno ad una più probabile attivazione di fenomeni localizzati (pitting) quindi ad un minor potenziale di pitting; viceversa per le zone TOP, caratterizzate da maggior densità (quindi minor porosità) e dimensione media di grano maggiore (quindi minor estensione di bordi grano) sarà logico aspettarsi una maggiore resistenza a corrosione, come emerso dalle prove sperimentali sui provini lucidati. Il motivo che porta ad avere una maggior densità e una maggior dimensione di grano medio nelle zone top può essere ricondotto al maggior surriscaldamento che queste regioni subiscono (accumulo di calore durante la costruzione dei provini). La temperatura elevata raggiunta nelle zone superiori della piattaforma dipende anche al layout della piattaforma stessa (numero e forma di provini presenti), quindi dai risultati ottenuti è possibile affermare che la resistenza a corrosione, strettamente correlata alla microstruttura in caso di provini lucidati, possa subire importanti variazioni a seconda di posizione di crescita e di tipologia di job nei processi SLM.

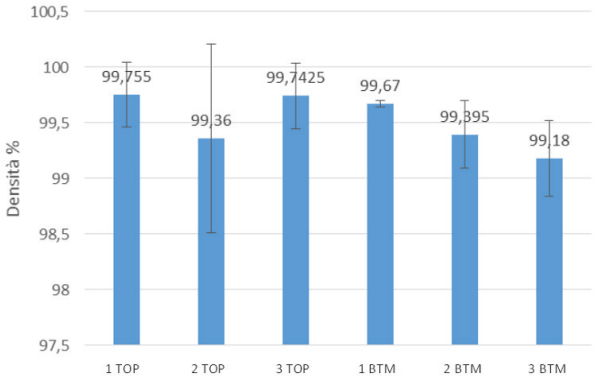


Fig.2 - densità percentuale ottenuta dalle misure di porosità eseguite mediante analisi di immagine - density obtained from porosity measurements performed through image analysis

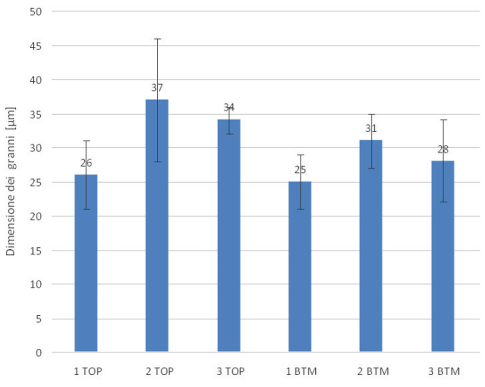


Fig.3 - dimensione media del grano ottenuta attraverso analisi di immagine in sezione - average grain size obtained through image analysis of the cross-sections

CONCLUSIONI

Il presente studio ha permesso di stabilire che i componenti in AISI316L costruiti mediante tecnologia SLM hanno proprietà di resistenza a corrosione (in ambiente contenente cloruri) strettamente correlate alla finitura superficiale e alla posizione di crescita in camera. In assenza di post-trattamenti di finitura superficiale i componenti sono ricoperti da una patina di ossidi termici ed hanno un'elevata rugosità superficiale che impedisce un'ottimale passivazione dell'acciaio; in queste condizioni la resistenza a corrosione del materiale è fortemente compromessa e le regioni del manufatto cresciute a maggior temperatura (es. le più distanti dalla piastra e le più distanti dal flusso di gas Argon in camera, che può fungere da blando sistema di raffreddamento) presentano maggior ossidazione termica e pertanto una resistenza a corrosione leggermente inferiore. In presenza di post-trattamenti di finitura superficiale la resistenza a corrosione appare confrontabile (ed in alcuni casi superiore) a quella del medesimo acciaio prodotto con tecnologia tradizionale (laminazione) e non risulta più correlata allo stato di finitura ed ossidazione superficiale ma alla microstruttura del materiale; in particolare porosità e dimensione di grano media sembrano essere correlati all'apporto termico e alla facilità di dissipazione termica che diverse regioni di crescita della camera possono presentare, anche se questo risultato preliminare necessita di essere confermato mediante l'analisi di un numero più elevato di campioni e conducendo esperimenti mirati (quali trattamenti termici applicati dopo crescita dei provini).

BIBLIOGRAFIA

[1] A. E. Ettafagh, C. Guo, "Electrochemical behavior of AISI 316L stainless steel parts produced by laser based powder bed fusion process and the effect of post annealing process" Additive Manufacturing 22, pp. 153-156 (2018)

[2] G. Sander, S. Thomas, V. Cruz, M. Jurg, N. Birbilis, X. Gao, M. Branned, C. R. Hutchinson, "On the corrosion and metastable pitting characteristics of 316L stainless steel produced by Selective Laser Melting", Journal of The Electrochemical Society 164, pp. C250-C257 (2017)

[3] Q. Chao, V. Cruz, S. Thomas, N. Birbilis, P. Collins, A. Taylor, P. D. Hodgson, D. Fabijanic, "On the enhanced corrosion resistance of a selective laser melted austenitic stainless steel", Scripta Materialia 141 pp. 94-98 (2017)

[4] P. A. Kuznetsov, A. V. Krasikov, M. V. Staritsyn, S. Y. Mushnikova, O. N. Parmenova, "Features of local corrosion of AISI 316L steel manufactured by Selective Laser Malting", Protection of Metals and Physical Chemistry of Surface 54 pp. 484-489 (2018)

[5] X. Ni, D. Kong, W. Wu, L. Zhang, C. ding, B. He, L. Lu, W. D. Zhu, "Corrosion behavior of 316L stainless steel fabricated by Selective Laser Melting under different scanning speeds", Journal of Materials Engineering and Performance 27 pp. 3667-3677 (2018)

La Metallurgia Italiana
International Journal of the Italian Association for Metallurgy

Corrosion resistance of AISI316L stainless steel components obtained by SLM technology

In this work different AISI 316L samples realized through selective laser melting (SLM) were characterized in as built condition (without polishing) and after polishing to a controlled surface roughness, in order to assess: i) the influence that surface polishing has on corrosion resistance of AISI 316L SLM components and ii) the influence that the building position (i.e. the position of the sample inside the SLM building chamber) has on microstructure, porosity and corrosion resistance.
The results obtained show that the surface polishing is mandatory to obtain interesting corrosion resistance (i.e. to obtain a correct passivation of the surface) and that in polished condition the samples obtained via SLM have higher pitting resistance than those obtained by cold rolling; furthermore, the pitting potential of the SLM samples is strongly affected by the building position inside the SLM chamber.

KEYWORDS: SLM, AISI316L, PITTING POTENTIAL.

AlTiN Coating of Ti6Al4V Alloy Additive Manufactured Parts

S. Battiston, A. Fiorese, C.A. Biffi, F. Montagner, V. Zin, A. Gionda, J. Fiocchi, A. Tuissi

AlTiN thin film deposition process was carried out via reactive Physical Vapor Deposition High-Power Impulse Magnetron Sputtering (PVD HiPIMS) with the aim of highlighting the criticalities which can occur during the coating Ti6Al4V parts realized via Selective Laser Melting (SLM). The conditions of PVD HiPIMS deposition process were adjusted in order to optimize the matching between the polished metallic substrates and the ceramic coatings. The effect of vacuum annealing at 950°C onto the coated sample features was also evaluated. X-ray Diffraction, Energy Dispersive Spectroscopy associated to Field Emission Scanning Electron Microscopy (FE-SEM), profilometry, and nanoindentation were employed for carrying out a complete characterization of the film/substrate system.

KEYWORDS: Ti6Al4V, SELECTIVE LASER MELTING, ADDITIVE MANUFACTURING, COATINGS, THIN FILMS, PVD HIPIMS.

INTRODUCTION

Additive manufacturing (AM) is a family of bottom-up technologies that may answer to particular necessities, supporting the rapid fabrication of components with complex shapes. The most well-known advantages of AM are flexibility in the part design, possibility of realizing light parts, mechanical properties higher than those of conventionally casted materials and integration of different functionalities[1]. Among the industrial AM technologies, selective laser melting (SLM) is the most widespread, thanks to its process stability and its favorable ratio between costs and part quality. SLM is a powder bead process, in which a scanning laser beam can melt locally a limited portion of powder on the current layer. The process is replicated for several layers, therefore giving rise to near net shape 3D parts, manufactured through a layer by layer building strategy. Thanks to the limited liquid pool size, very high cooling rates, up to 10^{5-6} °K/s, are induced and this allows obtaining fine microstructures. However, the SLMed products require post-processing, like heat treatments for stress relieving, finishing for improving surface quality and controlling dimensional tolerances, and coatings for functiona-

S. Battiston, F. Montagner, V. Zin
National Research Council; Institute of Condensed Matter Chemistry and Technologies for Energy, CNR ICMATE, Padova, Italy.

A. Fiorese, A. Gionda
TAV VACUUM FURNACES SpA, Caravaggio (BG), Italy.

C.A. Biffi, J. Fiocchi, A. Tuissi
National Research Council; Institute of Condensed Matter Chemistry and Technologies for Energy, CNR ICMATE, Unit of Lecco, Via Previati 1/E, 23900 Lecco, Italy. Corresponding author: carloalberto.biffi@cnr.it

lizing the surface with extra properties.
Physical Vapor Deposition High-Power Impulse Magnetron Sputtering (PVD HiPIMS) represents an evolution of the conventional magnetron sputtering technique and permits the depositions of high quality, dense, adherent coatings onto substrates with complex shapes[2].
In this panorama, the study of the entire production route, including SLM process, heat treatments and depositions of functional thin films, can lead to obtain printed ready-to-use tools with potential complex shapes and high degree of customization. Regarding the availability of materials which can be processed via SLM, Ti6Al4V alloy has a good process-ability and is a widespread material employed in several fields, such as the biomedical and the aerospace ones[3-6]. Moreover, AlTiN hard films are widely used in many applications (such as cutting tools, aero-engine sector, bio-implants, etc..) for their excellent wear and corrosion resistance properties up to 900°C[7-11].
In this work, the effect of AlTiN hard coatings on AMed Ti6Al4V flat samples on microstructural and mechanical properties were investigated. The microstructure and the mechanical response of the deposited films were characterized through Scanning Electron Microscopy (SEM), X-Rays Diffraction (XRD) and nanoindentation testing, respectively. As reference, Si substrates were also used for the first coating testing with the same material.

EXPERIMENTAL

Selective laser melting:
Cylindrical samples (24 mm in diameter, 5 mm in height) were produced from commercial Ti6Al4V powder by means of a SLM system (mod. AM400 from Renishaw). The adopted process parameters are listed in Table 1.

Tab.1 - Process parameters used for the printing of the samples

Scanning strategy	Power	Exposure time	Layer thickness	Point / hatch distance	Platform temperature	Atmosphere
Meander	200W	50µs	30µs	75µs	30°C	Argon

Substrate vacuum heat treatment:
SLMed substrates were thermal treated with a TAV H3 all metal vacuum furnace at 950°C for 1 h in order to evaluate how the resulting material structure and microstructure changings could affect the thin film growth and, consequently, their mechanical properties. The thermal treatments were carried out in high vacuum (around 10-5-10-6 mbar). Three-dimensional topological characterization (3D mapping) was performed by stylus profiler (Bruker, Dektat XT) in order to evaluate the morphological surface features of SLMed samples.

Thin film deposition process:
The protective thin films were deposited by reactive PVD HiPIMS onto doped Si (100) slides (Si-Mat), polished Ti6Al4V disks (obtained from a commercial titanium alloy billet with a final cylinder shape having a diameter of 25 mm and a thickness of 4 mm), and polished SLMed substrates (before and after vacuum thermal treatment). The polishing process carried out for some of titanium alloy samples was performed with a colloidal silica suspension (OP-U, 0.04 µm, Struers) employing Tegramin 20 polishing machine (Struers). The substrates were then sonicated in ethanol and isopropanol and dried with N_2 (99.998%).
The sputtering process was carried out starting from a base pressure of $5.0x10^{-7}$ mbar, employing a AlTi target (50:50 at%, 99.9 % pure, with diameter of 50.8 mm, purchased by MaTek), under a total working pressure of 5.0×10^{-3} mbar, in atmosphere consisting of a mixture of Ar (99.9997%) with several partial pressure of N_2 (pN_2, 99.998%) of 14%, 20%, 25%, and 30%. The deposition process was driven by a Ionautics Hipster 6 power supply maintaining constant power density (15 W cm^{-2}), frequency (1500 Hz), pulse time (50 µs), substrate bias supplied by Ionautics Hipster 1 (-50 V power, frequency

1500 Hz, pulse time 100 µs, synchronized), temperature (350°C), and the substrate-target distance (60 mm).

Microstructural and mechanical characterizations:
X-ray diffraction (XRD) profiles of the samples were obtained using a Philips PW 3710 X-Ray diffractometer with Bragg-Brentano geometry and a CuKα source (40 kV, 30 mA). Phase identification on the XRD profiles was carried out employing Match! software (version 3.2.1 70), exploiting inorganic crystal structure database (ICSD, version 2016/1).
The morphological and quantitative compositional characterizations were performed by Sigma Zeiss field emission scanning electron microscope (FE-SEM) equipped with Oxford X-Max energy dispersive X-Ray spectroscopy (EDS) system. The EDS point analyses were carried out onto AlTiN films deposited. For these analyses, films were deposited onto monocrystalline doped Si slides with a thickness over than 2 µm for having a perfectly planar and conductive substrate. The software was calibrated for quantification, referencing the standards to Co optimization standard (99.995%, Alpha Aesar USA, purchased by Astimex Standards), with polished BN (99.99%, Alfa Aesar), as standards for N, and Al (99.999%, Alfa Aesar), and Ti (99.99%, Alfa Aesar).
Hardness (H) and elastic modulus (E) values were measured by instrumented nanoindentation, with Nanotest system (Micromaterials, Wrexham, UK) equipped with a Berkovich tip. Tests were performed in depth control mode, and the maximum depth was selected so that the ultimate penetration depth of each indent was less than 10% of the mean film thickness, in order minimize the influence of the substrate on the measurements[12]. Data were obtained by statistical analysis of 25 indentations for each sample surface, arranged on square grids. The nano-hardness and the elastic modulus were estimated by applying the Oliver and Pharr method at the resultant load–displacement curves[13].

RESULTS AND DISCUSSION

Analysis of results of SLM process:
Upper surfaces of the Ti6Al4V substrates, manufactured using the meander scanning strategies, were analyzed via SEM and 3D mapping, as shown in Figure 1a-b, respectively.
The meander strategy is usually selected for manufacturing massive parts, requiring a linear scanning for filling the central surface of the parts, while the border is performed with a laser scanning path for realizing the contour. Figure 1a shows clearly the direction of the laser scanning, which can be directly associated to a preferential direction of melting, similar to a welding process. It is possible to determine the energy per unit of volume deposited onto the powder for its melting. In particular, for pulsed wave lasers the fluence, *F*, can be calculated as follows (see Eq. (1)):

$$F = \frac{P \cdot t_{exp}}{d_p \cdot d_h \cdot s} \qquad (1)$$

where P, t_{exp}, d_p, d_h and s indicate laser power, exposition time, point distance, hatch distance and layer thickness, respectively [14-15]. It can be calculated from Eq. (1) that the fluence values 60 J/mm^3 with the meander scanning strategy. However, some residual powders can be found not completely melted but partially joined to the upper surface and the irregular surface possessed high roughness (Sa=13.3 µm). On the contrary, the meander scanning strategy led to a more regular topology with lower roughness (Sa=4.2 µm) and without prominent asperities and seemed to be more adapt to be coated by a PVD process.

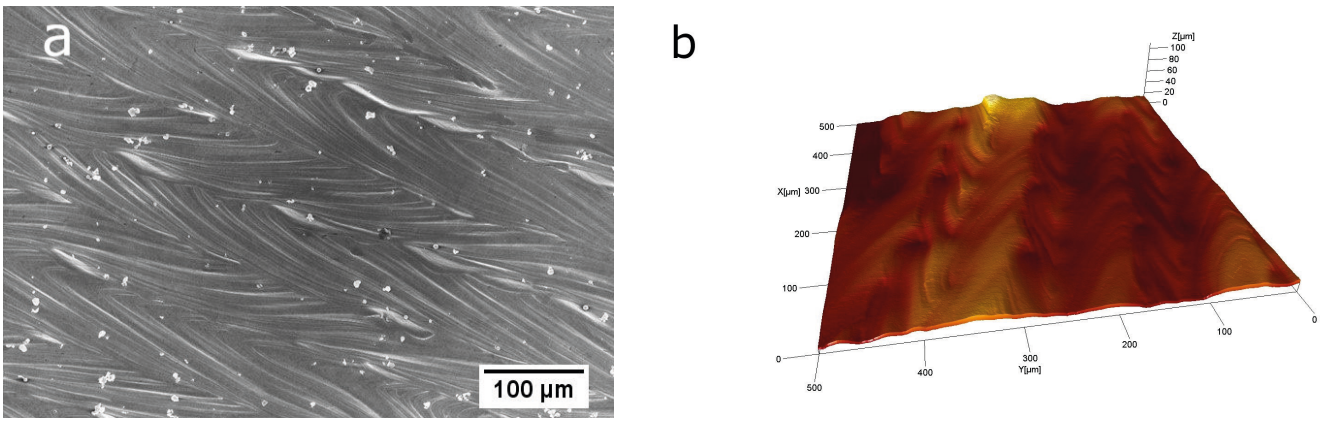


Fig.1 - Secondary electron SEM (a) and 3D map (b) images showing the surface morphology of the SLMed sample.

Analysis of results of PVD HiPIMS process:
The AlTiN deposition process was carried out with the aim of highlighting the criticalities of coating a titanium alloy SLMed part. In order to characterize the coated samples by nanoindentation, the substrate surfaces were polished to almost a mirror like finishing. This process, moreover, led to exclude the influence of the several peculiar surface morphologies.
During reactive sputtering process, N_2 partial pressure affects the deposition rate in addition to the nitrogen content present in the growing film. In particular, a high rate leads to a coating with high internal stresses, which can be detrimental for its mechanical stability. Indeed, a nitrogen partial pressure of 14% gave rise to a film (deposited onto Si) which spalled completely, whilst 20, 25, and 30% permitted to obtained mechanically stable coatings with sputtering rate of 2.3, 2.2 and 1.5 µm h^{-1}, respectively. EDS quantitative analyses confirmed the stoichiometry of $Al_{0.5}Ti_{0.5}N_{1.0}$, highlighting that the three partial pressures did not affect the material composition. Figure 2 shows a SEM image of the film cross-section where it is possible to observe the typical PVD columnar dense morphology of the obtained films. Figure 3 reports the XRD profile, which can be attributed to a cubic phase (ICSD #608638).

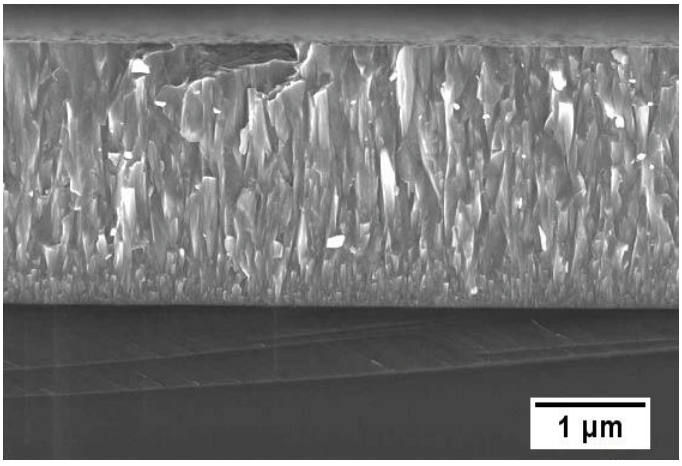


Fig.2 - Secondary electron micrograph of AlTiN thin film deposited onto Si.

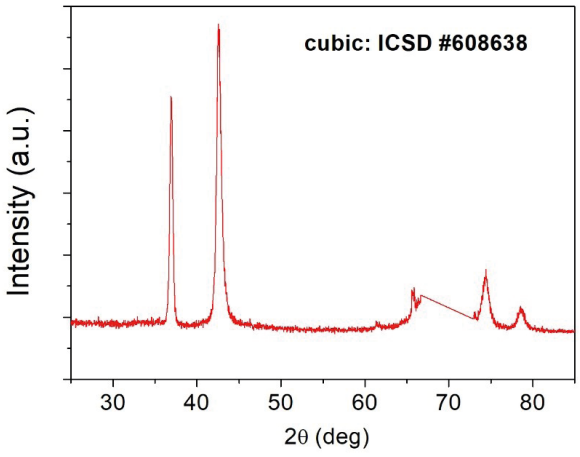


Fig.3 - XRD profile of AlTiN thin film deposited onto Si (the large peak of the substrate present between 65° and 74° was removed).

The coating deposited onto polished commercial Ti6Al4V samples resulted having a quite different behavior from those deposited onto Si. Indeed, only the films deposited with pN_2 of 25% demonstrated to have a satisfactory adhesion to the substrate (see Figure 4), whilst those obtained with pN2 of 20 and 30% partially spalled (see Figure 5) likely due to high internal stresses relaxation phenomena.

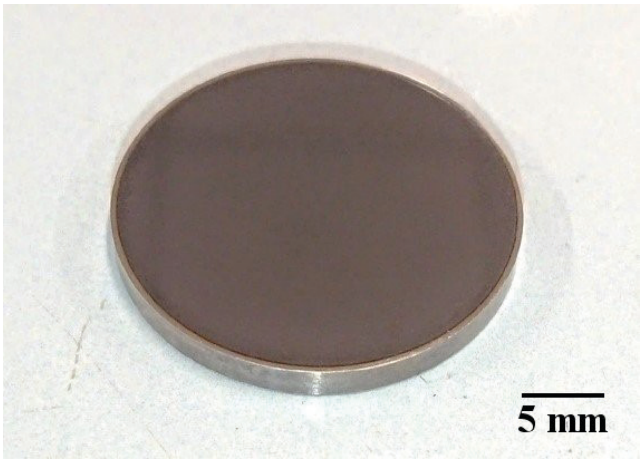


Fig.4 - Photo of AlTiN coating deposited with pN_2 of 25% onto polished commercial Ti6Al4V substrate.

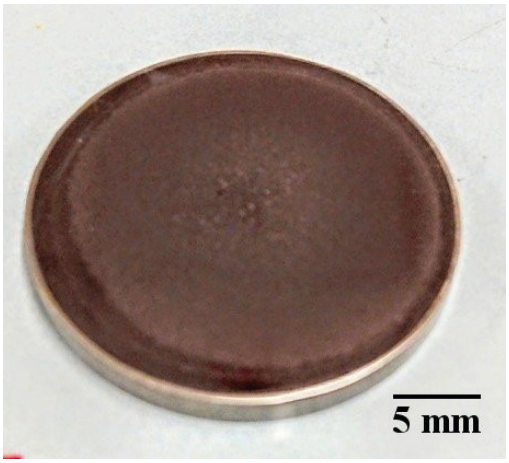


Fig.5 - photo of spalled AlTiN coating deposited with pN_2 of 20% onto polished commercial Ti6Al4V substrate.

As shown in Figure 6-7, nanoindentation data indicate that the thin films deposited with pN_2 of 25% and 30% exhibited very similar values of hardness H and elastic module E, leading to conclude that N_2 partial pressure did not affect significantly the mechanical properties of the coatings. Even though the film hardness values resulted slightly lower than the typical ones of this kind of coating[1], the improvement of substrate surface features were remarkable, if compared to the typical titanium alloy hardness (around 1 GPa).

Values of H and E of the thin film increased considerably when the substrate employed was a SLMed one. The thermal treatment seemed to decrease those physical characteristics, likely due to a more relaxed substrate microstructure, which reduce the entity of the film internal stresses.

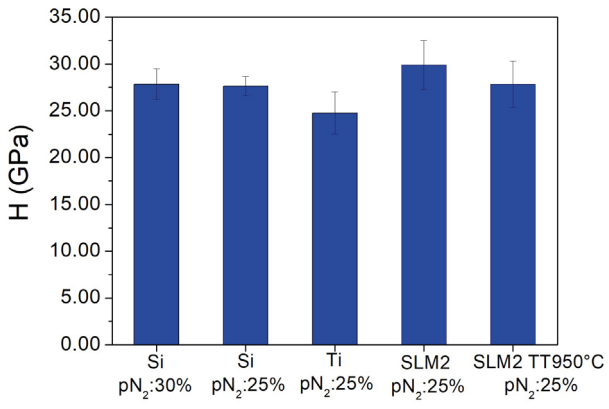


Fig.6 - Hardness of AlTiN thin film deposited onto Si, and polished commercial Ti6Al4V substrates (named Ti), and polished SLMed substrates before and after vacuum annealing (named TT950°C).

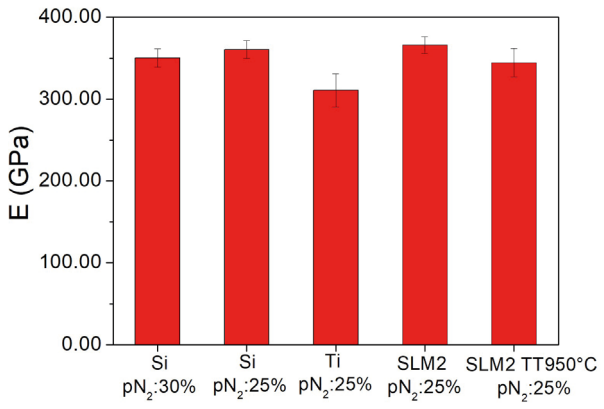


Fig.7 - Elastic module of AlTiN thin film deposited onto Si, and polished commercial Ti6Al4V substrates (named Ti), and polished SLMed substrates before and after vacuum annealing (named TT950°C).

Correlations between mechanical and tribological properties of the film are very important for an assessment of its quality. Although hardness is considered generally as the main property affecting wear resistance and load-carrying capability of materials, properties such as toughness and elastic modulus are also pivotal in describing the mechanical behavior of a coating. Thus, nanoindentation data were examined in terms of elastic strain to failure, associated to H/E ratio, and resistance to plastic deformation H^3/E^2, associated to the resistance to local contact load.

In Figure 8-9-, the ratios H/E and H^3/E^2 suggested as the film deposited onto Ti6Al4V SLMed substrate possessed better tribological behavior. As described above, the thermal treatment modulated these properties slightly decreasing them, even if the values remained within the errors.

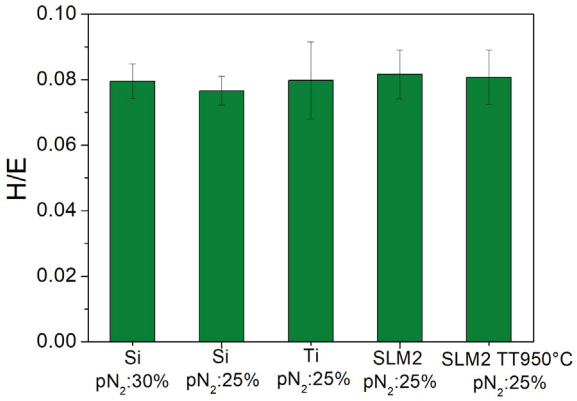


Fig.8 - Elastic strain to failure of AlTiN thin film deposited onto Si, and polished commercial Ti6Al4V substrates (named Ti), and polished SLMed substrates before and after vacuum annealing (named TT950°C).

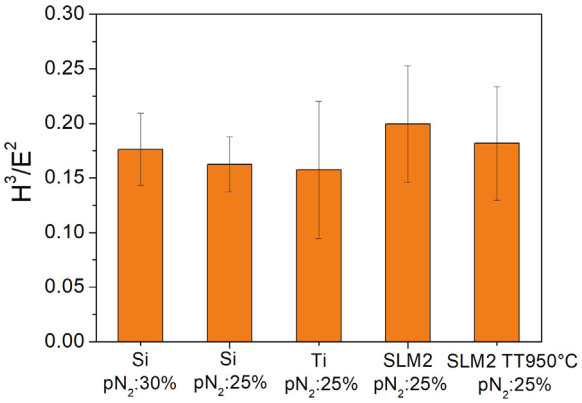


Fig.9 - Plastic deformation resistance of AlTiN thin film deposited onto Si, and polished commercial Ti6Al4V substrates (named Ti), and polished SLMed substrates before and after vacuum annealing (named TT950°C).

Finally, a pristine SLMed substrate was coated with AlTiN thin films avoiding the polishing process, in order to evaluate the influence of the peculiar morphology on the mechanical compatibility between the two materials. Even though the roughness could represent in general a critical feature, the film coated perfectly the surfaces of the pristine and 950°C vacuum annealed substrates. As an example, Figure 1 shows the SEM image of the latter.

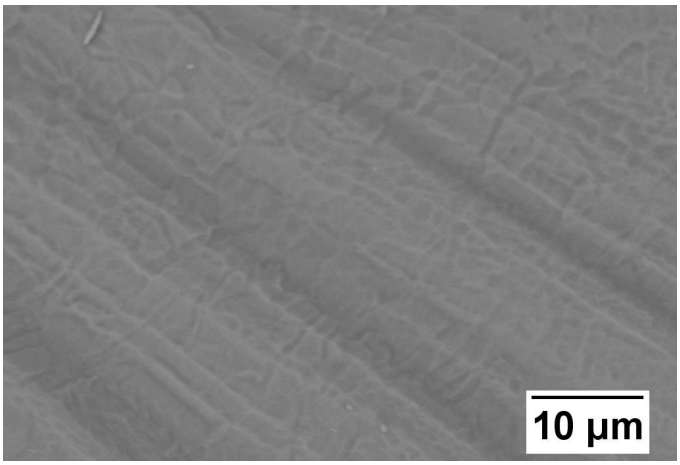


Fig.10 - Secondary electron SEM image of AlTiN coating deposited onto SLMed vacuum annealed at 950°C.

CONCLUSIONS

In this work, AlTiN hard coatings were deposited by reactive PVD HiPIMS with the aim of improving the surface features of Ti6Al4V substrates, realized via Selective Laser Melting, highlighting the possible criticalities of the process. Preliminary results demonstrated that it is possible to coat the titanium alloy substrates with dense films with proper stoichiometry ($Al_{0.5}Ti_{0.5}N_{1.0}$) and crystallographic phase, obtaining a good improvement of the mechanical surface features. The meander laser scanning seemed to be adapt to be coated with the protective layer, despite its roughness. The tribological properties of the resulting films showed a good behavior of the couple film/substrate, even when the latter was vacuum annealed. In future, further investigations will be mainly addressed to evaluate the adhesion of the thin films introducing different vacuum annealing processes.

REFERENCES

[1] L. E. Murr, S. M. Gaytan, D. A. Ramirez, E. Martinez, J. Hernandez, K. N. Amato, P. W. Shindo, F. R. Medina, R. B. Wicker, J, of Mater. Scie. Tech. 28(1), 1 (2012).

[2] S.M. Deambrosis, F. Montagner, V. Zin, M. Fabrizio, C. Badini, E. Padovano, M. Sebastiani, E. Bemporad, K. Brunelli, and E. Miorin, Surf. Coatings Technol. 354, 56 (2018).

[3] W.S.W. Harun, N.S. Manam, M.S. I.N. Kamariah, S. Sharif, A.H. Zulkifly, I. Ahmad, H. Miura Powder Tech. 331, 74 (2018).

[4] Y.Y. Sun, S. Gulizia, D. Fraser, C.H. Oh, S.L. Lu, and M. Qian, JOM 69, 1836 (2017).

[5] D. A. Renzo, E. Sgambitterra, P. Magarò, F. Furgiuele, C. Malettaa, C. Biffi, J. Fiocchi, A. Tuissi, Procedia Structural Integrity 18, 914 (2019).

[6] J. Fiocchi, C.A. Biffi, D. Scaccabarozzi, B. Saggin, A. Tuissi, Adv. Eng. Mater (2019) DOI: 10.1002/adem.201900722.

[7] E. Schäffer and G. Kleer, Surf. Coatings Technol. 133–134, 215 (2000).

[8] K. Chakrabarti, J.J. Jeong, S.K. Hwang, Y.C. Yoo, and C.M. Lee, Thin Solid Films 406, 159 (2002).

[9] R. Gago, F. Soldera, R. Hübner, J. Lehmann, F. Munnik, L. Vázquez, A. Redondo-Cubero, and J.L. Endrino, J. Alloys Compd. 561, 87 (2013).

[10] B. Subramanian, C. V. Muraleedharan, R. Ananthakumar, and M. Jayachandran, Surf. Coatings Technol. 205, 5014 (2011).

[11] S. Battiston, F. Montagner, S. Fiameni, A. Famengo, S. Boldrini, A. Ferrario, C. Fanciulli, F. Agresti, and M. Fabrizio, J. Alloys Compd. 792, 953 (2019).

[12] A.M. Korsunsky, M.R. McGurk, S.J. Bull, and T.F. Page, Surf. Coatings Technol. 99, 171 (1998).

[13] W.C. Oliver and G.M. Pharr, J. Mater. Res. 7, 1564 (1992).

[14] A.G. Demir, P. Colombo, B. Previtali, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 1 (2017).

[15] C.A. Biffi, J. Fiocchi, P. Bassani, A. Tuissi, Proc. of II International Conference on Simulation for Additive Manufacturing , Sim-AM 2019, 11-13 September, 2019, Pavia, Italy. ISBN: 978-84-949194-8-0.

Capitolato

Condizioni d'accettazione delle caratteristiche allo stato di fornitura e dopo trattamento termico degli acciai a caldo per utensili destinati alla pressocolata

Prezzo di vendita: € 9,99

È fresco di pubblicazione il nuovo Capitolato acciai elaborato da un gruppo di lavoro che coinvolge rappresentanti del mondo della produzione d'acciaio per utensili, delle fonderie, del trattamento termico, dell'università e dei laboratori di prova e diagnostica.
Più in dettaglio, il documento è nato da un'iniziativa del Centro studio Pressocolata dell'Associazione Italiana di Metallurgia (AIM), di cui il gruppo di lavoro fa parte, a seguito dall'accertata necessità di rendere disponibile agli utilizzatori d'acciaio per stampi da pressocolata un documento tecnico che permetta di focalizzare i requisiti che i materiali dovrebbero possedere per assicurare un adeguato livello di prestazioni degli stampi in esercizio. Si tratta, quindi, di un documento, unico in Italia, utile a fonderie e stampisti nella selezione dell'acciaio più adatto per la specifica applicazione, dal momento che riporta le caratteristiche ed i limiti d'accettabilità dei principali acciai destinati alla costruzione di utensili primari e secondari per la pressocolata delle leghe leggere, con un attenzione particolare agli acciai per utensili a caldo a medio tenore di carbonio e legati al cromo-molibdeno-vanadio. Inoltre, si applica a barre, blocchi, dischi fucinati e barre laminate d'acciaio per utensili da lavorazioni a caldo, forniti allo stato ricotto e dopo trattamento termico di tempra e rinvenimento, focalizzando l'attenzione esclusivamente sugli aspetti metallurgici di fabbricazione e di trattamento termico.
Considerata l'evoluzione tecnologica e scientifica del settore, è previsto che l'attuale versione sia aperta a revisioni ed integrazioni.

ISBN: 9788898990177
Disponibile su Amazon (www.amazon.it/dp/B07L33SXKL) o in versione cartacea come indicato sul sito www.aimnet.it

Annalisa Pola - Università degli Studi di Brescia

COLLANA TECNICA AIM

Il diagramma di stato Fe-C e le curve TTT	L. Matteoli	Euro 21,00
Le prove non distruttive	Aa.Vv.	Euro 76,00
Corrosione e protezione dei metalli	G. Bianchi -F. Mazza	Euro 34,00
Tenacità e resistenza a fatica delle leghe metalliche	R. Donnini -R. Montanari-M. Vedani	Euro 35,00
Progettualità e corrosione	G. Salvago -M. Bestetti	Euro 15,00
Solidificazione	M. Baricco -R. Montanari	Euro 30,00
La metallografia nei beni culturali	M. Cavallini -R. Montanari	Euro 10,00
Archeometallurgia	W. Nicodemi -C. Mapelli	Euro 27,00
Manuale della difettologia dei getti pressocolati	E. Gariboldi -F. Bonollo-P. Parona	Euro 70,00
Schiume metalliche	G. Barbieri -G. Costanza-R. Montanari	Euro 15,00
Controllo delle deformazioni e raddrizzature dei pezzi temprati	E. Gianotti	Euro 13,00
L'incertezza e il caos nei laboratori	G. Stella -F. Falcioni	Euro 13,00
Siderurgia	W. Nicodemi -C. Mapelli	Euro 46,00
Tecniche sperimentali per la caratterizzazione dei materiali	R. Montanari	Euro 15,00
La metallurgia nelle tecnologie di produzione	W. Nicodemi -M. Vedani	Euro 15,50

Sviluppo di trattamenti termici specifici per leghe di alluminio prodotte per SLM: effetto su tensioni residue e resistenza a fatica

C.A. Biffi, J. Fiocchi, A. Tridello, C. Colombo, G. Chiandussi, M. Rossetto, D.S. Paolino, L.M. Vergani, A. Tuissi

La produzione di leghe di alluminio tramite fusione laser selettiva (SLM) è diventata negli ultimi anni una realtà industriale consolidata. Risulta quindi di primaria importanza formulare nuovi trattamenti termici, specificamente dedicati ai prodotti ottenuti per manifattura additiva che, essendo caratterizzati da peculiari microstrutture indotte dalla rapida solidificazione, mal si adattano a trattamenti tradizionali. Nella presente memoria vengono quindi proposti alcuni trattamenti termici ad-hoc, formulati sulla base delle proprietà termo-fisiche della lega prodotta per SLM. Si è verificato come, durante i trattamenti, i processi di precipitazione, sferoidizzazione e distensione delle tensioni residue competono nel definire le proprietà della lega. In seguito all'ottimizzazione dei trattamenti, la loro influenza sulle proprietà della lega è stata analizzata sia in termini di proprietà meccaniche statiche, sia dal punto di vista della resistenza a fatica ad altissimo numero di cicli.

KEYWORDS: AlSi10Mg, SELECTIVE LASER MELTING, ADDITIVE MANUFACTURING, TENSIONI RESIDUE, VITA A FATICA, TRATTAMENTI TERMICI.

Introduzione

I processi di additive manufacturing (AM) stanno divenendo interessanti anche in campo industriale, grazie alla rivoluzionaria libertà di progettazione che essi permettono. Un posto di rilievo nella produzione di parti metalliche per via additiva è occupato dal processo selective laser melting (SLM), una tecnica di fabbricazione basata sulla fusione localizzata di un letto di polvere per mezzo di un laser ad alta potenza [1]. Particolare attenzione viene data oggi alla possibilità di produrre attraverso SLM componenti in leghe di alluminio, che sono comunemente utilizzate in campo automobilistico e aerospaziale. Le leghe di alluminio più comunemente utilizzate per SLM sono quelle alluminio-silicio sviluppate per la fonderia, caratterizzate dal basso punto di fusione e dall'elevata fluidità. Tra queste è spesso utilizzata la lega ipoeutettica AlSi10Mg [2–4], il cui contenuto in Mg ne permette l'indurimento per invecchiamento attraverso la precipitazione della fase β (Mg_2Si) [5–8].

Le alte velocità di riscaldamento e raffreddamento imposte dal processo danno origine a microstrutture radicalmente diverse da quelle tipiche di parti prodotte attraverso pro-

C.A. Biffi, J. Fiocchi, A. Tuissi
ICMATE Sede secondaria di Lecco, Lecco.

A. Tridello, G. Chiandussi, M. Rossetto, D.S. Paolino
Politecnico di Torino, Dipartimento di Ingegneria Meccanica e Aerospaziale, Torino.

C. Colombo, L.M. Vergani
Politecnico di Milano, Dipartimento di Ingegneria Meccanica, Milano.

cessi metallurgici convenzionali [9,10]. Inoltre, i ripetuti cicli termici e la strategia di costruzione strato su strato provocano l'accumulo di tensioni residue, le quali possono avere una forte influenza sulle proprietà meccaniche e in particolare sulla resistenza a fatica delle parti prodotte. Per questo è necessario formulare nuovi procedimenti di trattamento termico, che consentano di sfruttare appieno le caratteristiche dell'alluminio prodotto per SLM. Appare infatti possibile formulare dei trattamenti che consentano di ottenere un insieme bilanciato di proprietà meccaniche (resistenza e duttilità). Due diverse strategie sono state principalmente seguite per definire nuovi trattamenti termici dedicati a parti in alluminio prodotte per SLM. Con la prima strategia si è lavorato per adattare i trattamenti T5 (invecchiamento artificiale) e T6 (solubilizzazione seguita da invecchiamento artificiale) alla nuova microstruttura, variando tempi e temperature dei trattamenti per ottenere un rafforzamento della lega mediante precipitazione. Con la seconda strategia, invece, sono stati sperimentati trattamenti a varie temperature, solitamente intermedie tra quelle di invecchiamento e quelle di solubilizzazione, per rilassare gli sforzi residui e migliorare la duttilità del materiale. Infine, in [11,12], sono stati proposti dei trattamenti ad-hoc basati sui risultati di analisi calorimetriche del materiale in condizione as-built.

Il presente lavoro ha lo scopo di sistematizzare la definizione di trattamenti specifici per la lega AlSi10Mg prodotta per SLM. I risultati delle analisi calorimetriche e l'evoluzione nel tempo delle proprietà microstrutturali e meccaniche, a seguito di diversi trattamenti termici, sono stati usati per definire temperature e tempi dei diversi trattamenti. Infine, si sono valutate le tensioni residue e il loro effetto sulla vita a fatica dei campioni trattati.

Materiali e metodi

I campioni sono stati prodotti a partire da polveri sferiche di AlSi10Mg ottenute per atomizzazione in gas, caratterizzate da una dimensione media di 45 µm e con composizione chimica riportata in Tabella 1.

Tab.1 - Composizione chimica della polvere di AlSi10Mg (wt. %)

Si	Mg	Cu	Ni	Fe	Mn	Ti	Al
10	0.4	< 0.25	< 0.05	< 0.25	< 0.1	< 0.15	bal.

Per la realizzazione di campioni prismatici e ad osso di cane, è stato utilizzato un sistema SLM Solutions (modello 500 HL quad 4 × 400 W) con i seguenti parametri di processo: potenza media pari a 350 W; velocità di scansione pari a 1150 m/s; dimensione del fascio laser pari a 80 µm; spessore del letto di polvere pari a 50 µm; temperatura della piastra pari a 150 °C; spaziatura pari a 170 µm.

L'analisi calorimetrica è stata condotta con lo scopo di identificare i punti di trasformazione di fase allo stato solido, mediante calorimetria a scansione differenziale (DSC, mod. Seiko DSC220C) effettuata nell'intervallo di temperature [0–500 °C] con varie velocità di scansione. Successivamente, i campioni sono stati trattati termicamente in un forno a muffola a due valori di temperatura ottenuti dall'analisi delle curve calorimetriche [11], per tempi compresi tra 5 minuti e 7 ore con successivo raffreddamento in aria. L'evoluzione delle proprietà meccaniche è stata seguita misurando la microdurezza Vickers e con prove di trazione (sistema MTS 2/M, con una velocità di deformazione pari a 0,015 1/min). Infine, i campioni sottoposti a trattamenti ottimizzati sono stati ulteriormente analizzati in termini microstrutturali (SEM, mod. LEO1413). Come termine di confronto, sono stati considerati anche trattamenti termici convenzionali, eseguiti a 170 °C per 90 minuti e a 320 °C per 120 minuti.

Per la misura degli sforzi residui nei campioni prodotti con SLM è stata utilizzata la tecnica della diffrattometria a raggi X e il metodo $\sin^2\psi$ [13]. Lo strumento utilizzato è il diffrattometro AST X-Stress 3000 G2 della Stresstech Oy. Le misure sono state condotte con un collimatore di 3 mm di diametro, tubo al Cr, e 2 detettori; 9 angoli di diffrazione sono stati selezionati con tempo di esposizione di 25 s per ogni punto di misura. Le direzioni locali di misura degli sforzi sono: 1) longitudinale 0°, nella direzione della lunghezza del provino, quindi allineata con il fascio laser per i provini verticali z, e allineata alla piastra per i provini orizzontali xy; 2) trasversale 90°, nella direzione della larghezza del provino; 3) a 45°, intermedia tra le due pre-

cedenti. Le misure nelle singole direzioni sono poi state analizzate con il software Xtronic (Stresstech Oy), per ottenere gli sforzi nelle direzioni locali, ed infine da essi gli sforzi principali. Gli sforzi residui sono stati misurati solo in superficie, dato il ridotto spessore dei provini (1 mm) che verosimilmente induce uno stato di sforzo piano. Le misure sono state condotte nel centro di ogni provino; si sono effettuate ulteriori indagini per analizzare l'andamento delle tensioni residue lungo l'altezza dei provini z, ottenendo dei risultati pressoché costanti [14,15].

La resistenza a fatica è stata studiata in regime VHCF (very-high-cycle fatigue) su campioni Gaussiani, ad elevato volume di rischio, pari a 2300 mm^3. A causa della significativa influenza dell'effetto scala in regime VHCF, prove di fatica su un elevato volume di rischio consentono di stimare in modo più affidabile la distribuzione dimensionale dei difetti. Tutti i campioni sono stati lucidati manualmente con carta abrasiva con grana crescente (da 240 a 1000) al fine di evitare la nucleazione delle cricche legate alla finitura superficiale e consentire lo studio dell'influenza dei difetti superficiali e interni sulla risposta VHCF [16]. Sono state effettuate prove di fatica a ultrasuoni (frequenza di carico di 20 kHz) a trazione-compressione alternata simmetrica e ad ampiezza di sollecitazione costante, utilizzando le attrezzature di prova sviluppate presso il Politecnico di Torino. L'ampiezza di sollecitazione applicata è stata mantenuta costante durante le prove attraverso un controllo ad anello chiuso basato sull'ampiezza di sollecitazione misurata da un estensimetro (estensimetro di controllo) applicato al sonotrodo.

Risultati e discussione

Le parti in AlSi10Mg prodotte per SLM sono caratterizzate da diversi fenomeni diffusionali innescati dall'esposizione a temperature relativamente elevate: da una parte, i processi di precipitazione della fase Mg_2Si nelle sue diverse forme β'', β' e β sono tipici della lega in sé, indifferentemente dal metodo di produzione applicato [5]; dall'altra, il gradiente termico e la velocità di solidificazione in processi SLM sono la causa della rottura e sferoidizzazione del network di silicio [17]. Queste trasformazioni sono state riconosciute e studiate in precedenti lavori tramite analisi calorimetriche (schema rappresentativo in Figura 1a). Successivamente, come spiegato in [18], i risultati della stessa sono stati utilizzati per calcolare temperature di trattamento, che fossero basate direttamente sulle proprietà della lega prodotta per SLM. Ciò ha portato alla definizione di due temperature, 244 °C e 290 °C, che potessero indurre rispettivamente la precipitazione di Mg_2Si e la sferoidizzazione del network di Si. Una volta selezionate le temperature, si è proceduto ad individuare le durate dei trattamenti tramite prove di durezza [15,19], come riportato in Figura 1b. Come previsto, entrambe le curve mostrano un calo costante della durezza da quella tipica della condizione as-built (137 HV) fino al raggiungimento di un valore pressoché costante per tempi lunghi. Si è deciso di selezionare come tempi di trattamento quelli corrispondenti alla stabilizzazione della durezza, ossia 90 min per 170 °C, 180 min per 244 °C e 90 min per 290 °C. Il confronto viene condotto anche con un trattamento termico convenzionale, indicato dal datasheet del produttore, di 2 ore a 320 °C.

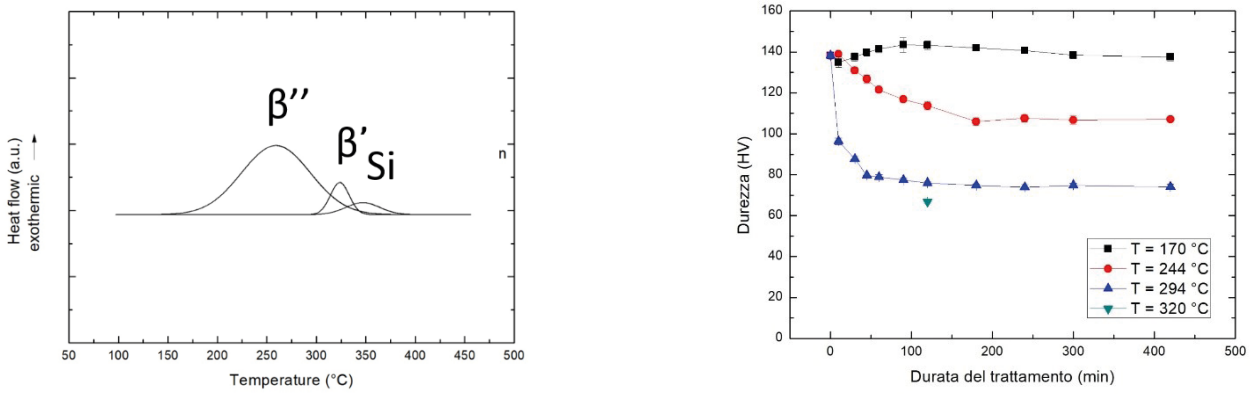


Fig.1 - a) schema rappresentativo dei processi esotermici rilevati tramite DSC nella lega in condizioni as-built; b) evoluzione della durezza in funzione della durata dei trattamenti termici [15].

Per verificare che i trattamenti termici eseguiti inducessero effettivamente l'evoluzione della microstruttura prevista, sono state preparate e osservate al SEM delle sezioni metallografiche nel piano xy (perpendicolare alla direzione di crescita): le micrografie risultanti sono riportate in Figura 2. Il campione as-built (Figura 2a) è caratterizzato dalla ben nota struttura cellulare eutettica indotta dalla rapida solidificazione [20]. La matrice di alluminio è interpenetrata da un network pressoché continuo di Si. Il trattamento termico a 244 °C (Figura 2b), come del resto anche quello a 170 °C descritto in [15], mantiene intatto il network, garantendo così la conservazione di una discreta resistenza meccanica. Il contemporaneo calo di durezza può quindi essere attribuito ad altri fenomeni, come l'accrescimento di precipitati presenti fin dalla condizione as-built nella lega o il rilascio delle tensioni residue, come successivamente verificato. Al contrario il trattamento a 290 °C causa una rapida diffusione del Si attraverso la matrice di alluminio portando in breve tempo alla completa sferoidizzazione del network iniziale. Ne risulta una microstruttura ancora molto fine, caratterizzata da una distribuzione omogenea di particelle di Si di dimensioni comprese tra 0,2 µm e 1 µm. Un ulteriore incremento della temperatura di trattamento a 320°C induce un accrescimento della dimensione media delle particelle di Si e una riduzione del loro numero a causa del ben noto fenomeno dell'Ostwald Ripening. Maggiori dettagli al riguardo sono riportati in [18].

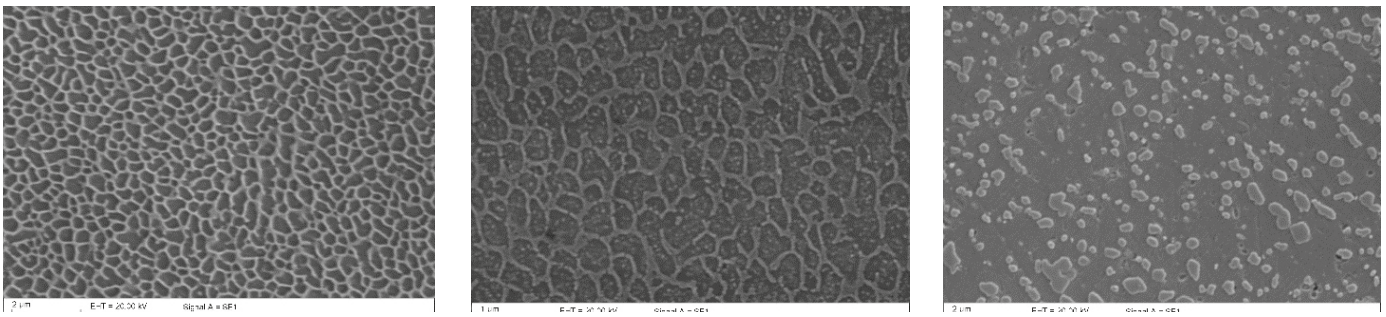


Fig.2 - micrografie SEM di campioni in diverse condizioni di trattamento termico: a) as-built, b) trattato a 244 °C per 180 min, c) trattato a 290 °C per 45 min.

Il comportamento meccanico durante prove di trazione, mostrato in Figura 3, è in accordo con questa evoluzione microstrutturale. Il campione as-built e quello trattato a 244 °C mostrano un comportamento simile: dopo lo snervamento (a 287 MPa e 232 MPa, rispettivamente) la deformazione plastica procede con elevata velocità di incrudimento fino alla frattura (414 MPa per as-built e 343 MPa per campioni trattati a 244 °C), che avviene al 4,12 % per i campioni as-built e al 4,68 % per quelli trattati a 244 °C. Infine, il trattamento a 290 °C causa un notevole abbassamento dei carichi, sia di snervamento (189 MPa) sia di rottura (332 MPa), che viene però compensato da un miglioramento della duttilità (allungamento a rottura di 5,64 %). Ulteriori incrementi della duttilità sarebbero possibili solo a spese di un netto peggioramento della resistenza meccanica.

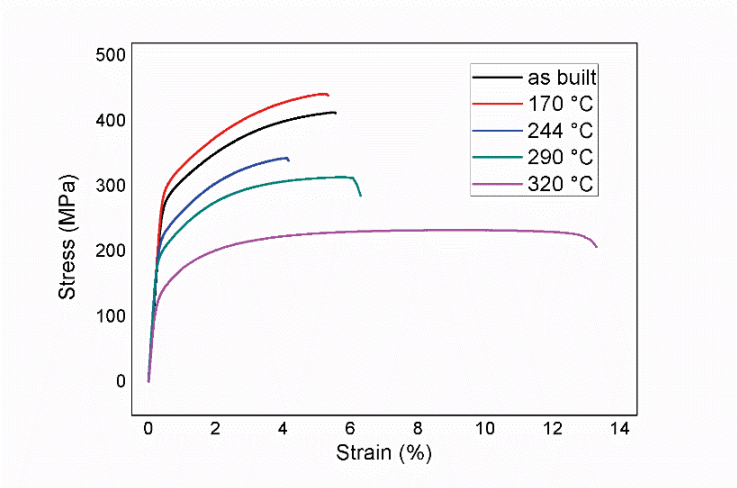


Fig.3 - prove meccaniche in trazione di campioni costruiti parallelamente alla piastra di costruzione (orientazione xy), sottoposti ai diversi trattamenti termici.

La Figura 4 mostra l'andamento degli sforzi principali misurati attraverso la diffrattometria. Sono indicati gli sforzi principali massimi e minimi risultanti dall'elaborazione delle misure nelle 3 direzioni locali. Analizzando lo sforzo principale massimo, si osserva che le tensioni misurate nella condizione as-built, cioè senza trattamenti termici, sono relativamente elevate per i provini xy. Infatti, se confrontate con la resistenza a rottura R_m del materiale, le tensioni principali massime sono tra il 20 e il 25 % dell'R_m. Tali sforzi sono allineati con la direzione del fascio, quindi sono fondamentalmente nella direzione 90°, come dettagliato nel lavoro [3]. Gli sforzi principali minimi sono invece molto vicini allo zero.

Analizzando invece l'effetto dei trattamenti termici, si osserva che gli sforzi residui principali massimi sono parzialmente ridotti dal trattamento a 170 °C. Si nota, infatti, un dimezzamento, senza però raggiungere valori prossimi allo zero. Più efficaci risultano invece i trattamenti a 244 °C, 290 °C e 320 °C, che portano le tensioni principali massime a valori quasi nulli e praticamente identici fra loro. Questa discussione è principalmente basata sugli sforzi principali massimi, che sono sicuramente quelli responsabili della distorsione e della ridotta resistenza a fatica dei componenti stampati additive; tuttavia, è possibile aggiungere anche qualche considerazione sugli sforzi principali minimi. Questi, infatti, restano molto bassi. I risultati ottenuti in termini di riduzione delle tensioni residue sono molto interessanti, perché evidenziano che i trattamenti termici selezionati attraverso la calorimetria sono ottimizzati: hanno infatti un effetto marcato sulle tensioni residue, analogo al trattamento a 320 °C per 120 min, che richiede però temperature più alte rispetto ad entrambi, e comunque un tempo maggiore dei soli 45 min del trattamento a 290 °C. I trattamenti a 244 °C e 290 °C sono parimenti efficaci e permetterebbero quindi di ottimizzare a livello industriale energia e tempo. Questo non solo è importante per lo specifico caso dei provini in lega di alluminio analizzati, ma più in generale la metodologia di utilizzo della calorimetria per la determinazione di trattamenti termici specifici per componenti additive può avere un buon utilizzo a livello industriale, perché gli effetti sulle tensioni residue sono evidenti.

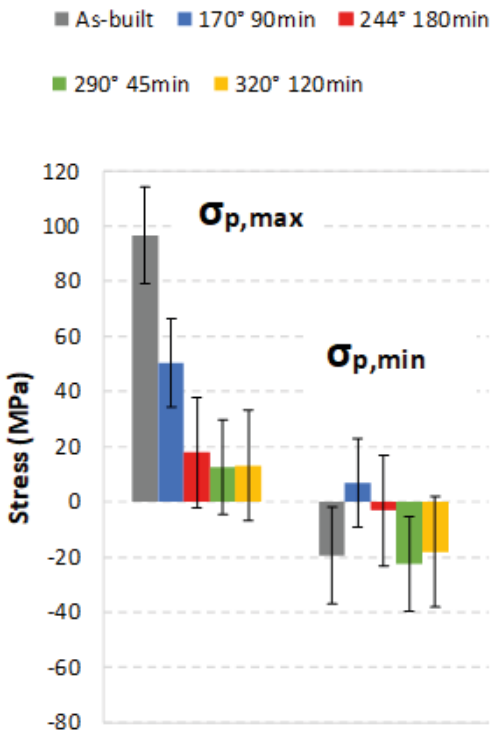


Fig.4 - Andamenti delle tensioni residue principali (massime e minime) nei provini xy, nelle condizioni as-built e dopo i trattamenti termici a 170 °C, 244 °C, 290 °C e 320 °C. Tutte le misure sono state effettuate al centro dei provini.

Le prove di fatica sono state infine eseguite su campioni nelle condizioni di maggior interesse. In particolare, sono state scelte la condizione as-built, che è la condizione iniziale del materiale, il trattamento termico a bassa temperatura a 240 °C, e quello convenzionale a 320 °C. Sono state eseguite prove a ultrasuoni ad ampiezze nominali di sollecitazione, cioè misurate al centro del campione, tra 60 MPa e 95 MPa. I risultati delle prove di fatica sono mostrati in Figura 5.

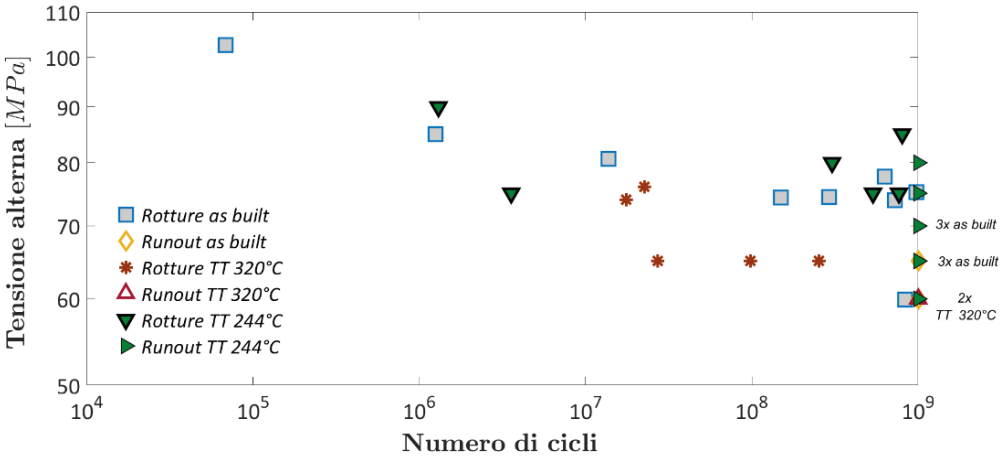


Fig.5 - Andamento dello sforzo in funzione del numero di cicli [22].

I campioni trattati termicamente a 320 °C hanno evidenziato la più bassa resistenza VHCF [21], mentre i campioni sottoposti al trattamento termico eseguito a 244 °C sono caratterizzati dalla maggiore resistenza VHCF [22]. La massima tensione di runout si è verificata a 80 MPa nei campioni trattati a 244°C, a 65 MPa nei campioni as-built e a 60 MPa nei campioni trattati a 320 °C. Si reputa che la riduzione di durezza sia all'origine della più bassa resistenza VHCF nei campioni trattati a 320 °C. Nel caso dei campioni as-built, aventi durezza poco superiore ai campioni trattati a 244 °C, la presenza delle tensioni residue è invece stata, ad opinione degli autori, la principale causa della riduzione di resistenza VHCF rispetto ai campioni trattati a 244 °C.
Le superfici di frattura sono state studiate utilizzando un microscopio elettronico a scansione (SEM), per analizzare il difetto critico all'origine del cedimento a fatica. Sono stati identificati tre tipi di difetti critici: pori o grappolo di pori (Figura 6a); difetti superficiali probabilmente originati durante la rimozione delle strutture di supporto (Figura 6b); difetti originati da una fusione incompleta (Figura 6c) [23]. Per i difetti originati da una fusione incompleta, è stata effettuata un'analisi EDX (spettroscopia a raggi X a dispersione di energia) per verificare che non fossero difetti di tipo ossido.

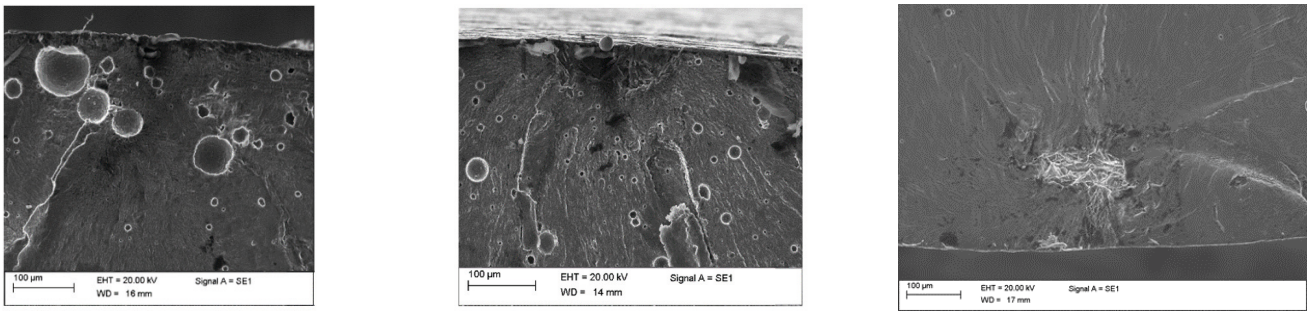


Fig.6 - Tipologia di difetti: a) gruppo di pori (TT a 320 °C); b) difetto originato durante la rimozione delle strutture di supporto (as-built); c) difetto originato da fusione incompleta (TT a 244 °C) [22].

La Figura 7 mostra l'istogramma dei tipi di difetto per tutti i campioni analizzati.

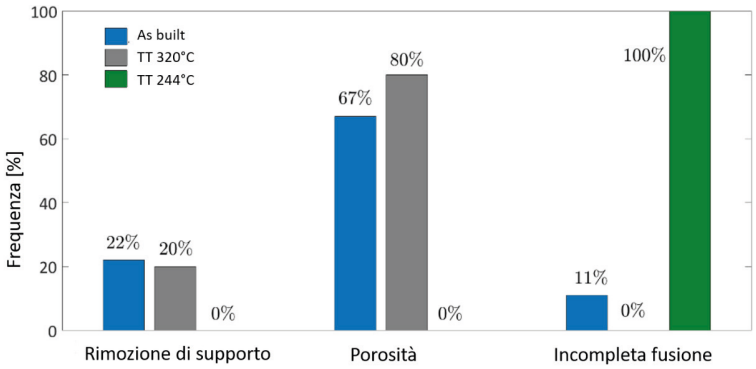


Fig.7 - Istogramma dei tipi di difetto critico [22]

Nei campioni as-built e trattati termicamente a 320 °C, i pori sono in genere i difetti più critici, essendo all'origine del cedimento a fatica rispettivamente nel 67% e 80% dei casi. Circa il 20% dei cedimenti a fatica ha avuto origine da difetti critici originati durante la rimozione delle strutture di supporto nei campioni as-built e nei campioni trattati termicamente a 320°C. I difetti critici dovuti alla fusione incompleta sono stati poco frequenti nei campioni as-built (11%) e totalmente assenti nei campioni trattati termicamente a 320 °C, mentre sono stati all'origine di tutti i cedimenti a fatica nei campioni trattati a 244 °C.

Conclusioni

In questo lavoro, eseguito con un approccio di tipo multidisciplinare, sono stati definiti dei trattamenti termici ad hoc per la lega ASi10Mg prodotta per Selective Laser Melting (SLM). La microstruttura molto fine, proveniente dalla solidificazione rapida, richiede la definizione di trattamenti termici con condizioni operative significativamente differenti da quelli comunemente utilizzati per la stessa lega prodotta mediante tecniche convenzionali.
Le due temperature di tali trattamenti termici sono state selezionate mediante misure calorimetriche, ed in particolare sono state messe in relazione ai due picchi di trasformazione (244 °C e 294 °C); le durate dei trattamenti, invece, sono state definite mediante curve di invecchiamento.
Le misure di tensioni residue hanno messo in evidenza come il trattamento termico, eseguito in corrispondenza al primo picco di trasformazione, sia quello più efficace per la distensione del componente dalle tensioni residue, tipiche del processo additivo. Tale risultato è stato confermato e avvalorato da test di fatica ad elevatissimo numero di cicli, che hanno mostrato come il trattamento termico eseguito a 244 °C consenta di aumentare la resistenza a fatica, in quanto in grado di garantire una maggiore resistenza meccanica unita alla rimozione delle tensioni residue.
Questo risultato è di notevole importanza, in quanto suggerisce una nuova condizione di trattamento termico da eseguire sulla lega AlSi10Mg prodotta per SLM, che richiede temperature più basse e durate più limitate rispetto alla condizione di trattamento termico convenzionale, solitamente impiegato a livello industriale.

BIBLIOGRAFIA

[1] W.E. Frazier, Metal additive manufacturing: A review, J. Mater. Eng. Perform. 23 (2014) 1917–1928. doi:10.1007/s11665-014-0958-z.

[2] L.P. Lam, D.Q. Zhang, Z.H. Liu, C.K. Chua, Phase analysis and microstructure characterisation of AlSi10Mg parts produced by Selective Laser Melting, Virtual Phys. Prototyp. 2759 (2015). doi:10.1080/17452759.2015.1110868.

[3] L. Thijs, K. Kempen, J. Kruth, J. Van Humbeeck, Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder, Acta Mater. 61 (2013) 1809–1819. doi:10.1016/j.actamat.2012.11.052.

[4] E. Brandl, U. Heckenberger, V. Holzinger, D. Buchbinder, Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure , high cycle fatigue , and fracture behavior, J. Mater. 34 (2012) 159–169. doi:10.1016/j.matdes.2011.07.067.

[5] I.J. Polmear, Light alloys: metallurgy of the light metals, John Wiley & Sons Australia, 1995.

[6] X. Larráyoz Izcara, A. Guirao Blank, F. Pyczak, P. Staron, S. Schumann, N. Huber, X.L. Izcara, A.G. Blank, F. Pyczak, P. Staron, S. Schumann, N. Huber, Characterization and modeling of the influence of artificial aging on the microstructural evolution of age-hardenable AlSi10Mg(Cu) aluminum alloys, Mater. Sci. Eng. A. 610 (2014) 46–53. doi:10.1016/j.msea.2014.04.031.

[7] M. Voncina, S. Kores, P. Mrvar, J. Medved, Effect of Ce on solidification and mechanical properties of A360 alloy, J. Alloys Compd. 509 (2011) 7349–7355. doi:10.1016/j.jallcom.2011.04.059.

[8] R.X. Li, R.D. Li, Y.H. Zhao, L.Z. He, C.X. Li, H.R. Guan, Z.Q. Hu, Age-hardening behavior of cast Al – Si base alloy, Mater. Lett. 58 (2004) 2096–2101. doi:10.1016/j.matlet.2003.12.027.

[9] C.A. Biffi, A. Tuissi, Stato dell'arte sulle tecniche di produzione additiva per metalli, Metall. Ital. 1 (2017) 5–10.

[10] H. Zhang, H. Zhu, T. Qi, Z. Hu, X. Zeng, Selective laser melting of high strength Al – Cu – Mg alloys : Processing , microstructure and mechanical properties, Mater. Sci. Eng. A. 656 (2016) 47–54. doi:10.1016/j.msea.2015.12.101.

[11] J. Fiocchi, A. Tuissi, P. Bassani, C.A. Biffi, Low temperature annealing dedicated to AlSi10Mg selective laser melting products, J. Alloys Compd. 695 (2017) 3402–3409. doi:10.1016/j.jallcom.2016.12.019.

[12] P. Yang, M.A. Rodriguez, L.A. Deibler, B.H. Jared, J. Griego, A. Kilgo, A. Allen, D.K. Stefan, Effect of thermal annealing on microstructure evolution and mechanical behavior of an additive manufactured AlSi10Mg part, (2018). doi:10.1557/jmr.2018.82.

[13] I.C. Noyan, J.B. Cohen, Residual stress measurement by diffraction and interpretation, Springer, New York, 1987.

[14] C. Colombo, C.A. Biffi, J. Fiocchi, A. Tuissi, L.M. Vergani, Effect of optimized heat treatments on the tensile behavior and residual stresses of selective laser melted AlSi10Mg samples, Key Eng. Mater. 813 KEM (2019) 364–369. doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.813.364.

[15] J. Fiocchi, C.A. Biffi, C. Colombo, L.M. Vergani, A. Tuissi, Ad Hoc Heat Treatments for Selective Laser Melted Alsi10mg Alloy Aimed at Stress-Relieving and Enhancing Mechanical Performances, J. Mater. (2020). doi:10.1007/s11837-019-03973-z.

[16] C.A. Biffi, J. Fiocchi, P. Bassani, D.S. Paolino, A. Tridello, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, Microstructure and preliminary fatigue analysis on AlSi10Mg samples manufactured by SLM, Procedia Struct. Integr. 7 (2017) 50–57. doi:10.1016/j.prostr.2017.11.060.

[17] S. Marola, D. Manfredi, G. Fiore, M.G. Poletti, M. Lombardi, P. Fino, L. Battezzati, A comparison of Selective Laser Melting with bulk rapid solidification of AlSi10Mg alloy, J. Alloys Compd. 742 (2018) 271–279. doi:10.1016/j.jallcom.2018.01.309.

[18] J. Fiocchi, A. Tuissi, P. Bassani, C.A. Biffi, Low temperature annealing dedicated to AlSi10Mg selective laser melting products, J. Alloys Compd. 695 (2017) 3402–3409. doi:10.1016/j.jallcom.2016.12.019.

[19] J. Fiocchi, C.A. Biffi, P. Bassani, Euro PM2017-Microstructure and Properties of AM Materials Tailored thermal treatment for SLM built aluminum alloy product, n.d.

[20] K.G. Prashanth, S. Scudino, H.J. Klauss, K.B. Surreddi, L. Löber, Z. Wang, A.K. Chaubey, U. Kühn, J. Eckert, L. L??ber, Z. Wang, A.K. Chaubey, U. K??hn, J. Eckert, Microstructure and mechanical properties of Al-12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment, Mater. Sci. Eng. A. 590 (2014) 153–160. doi:10.1016/j.msea.2013.10.023.

[21] A. Tridello, J. Fiocchi, C.A. Biffi, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, D.S. Paolino, VHCF response of Gaussian SLM AlSi10Mg specimens: Effect of a stress relief heat treatment, Int. J. Fatigue. 124 (2019) 435–443. doi:10.1016/j.ijfatigue.2019.02.020.

[22] A. Tridello, J. Fiocchi, C.A. Biffi, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, D.S. Paolino, Influence of the annealing and defects on the VHCF behavior of an SLM AlSi10Mg alloy, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 42 (2019) 2794–2807. doi:10.1111/ffe.13123.

[23] A. Tridello, C.A. Biffi, J. Fiocchi, P. Bassani, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, D.S. Paolino, VHCF response of as-built SLM AlSi10Mg specimens with large loaded volume, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. (2018). doi:10.1111/ffe.12830.

1st announcement
call for papers

10th European Conference on Continuous Casting 2020

Bari · Italy
17-19 June 2020

www.aimnet.it/eccc2020

Organised by

ASSOCIAZIONE ITALIANA DI METALLURGIA

member of FEMS FEDERATION OF EUROPEAN MATERIALS SOCIETIES

EFC EUROPEAN FEDERATION OF CORROSION

IFHTSE

The 10th European Continuous Casting Conference - ECCC 2020 - will be organised by AIM, the Italian Association for Metallurgy, in Bari (Italy) on 17-19 June 2020 with focus on the status and future developments in the casting of steel.

The ECCC is a unique forum for the European continuous casting community to exchange views on the status and the future development of the continuous casting process. The Conference program is abreast of the latest developments in control and automation, advanced continuous casting technologies, application of electromagnetic technologies and mechanical devices to improve the core microstructure, the lubrication issues for improving the surface qualities. Steel metallurgical issues will be addressed as well as their physical and numerical simulation. The exchange of experience in operational practice, maintenance and first results from the recently commissioned plants will integrate the program. The Conference aims at promoting the dialogue among the delegates with industrial and academic background and among the participants in former Conferences and new members of the continuous casting community.

Programme and Registration

The advance programme and the Conference registration fees are available on the Conference website:
www.aimnet.it/eccc2020/

Exhibition and Sponsoring

As an integral element of the event, a technical exhibition will be held during the event.

Companies have the opportunity to reinforce their participation and enhance their corporate identification by taking advantage of the benefits offered to them as sponsors of the event.

The detailed sponsorship packages are available on the Conference website: www.aimnet.it/eccc2020

Companies interested in taking part in the Exhibition or sponsoring the event may contact:

siderweb THE ITALIAN STEEL COMMUNITY
e-mail: commerciale@siderweb.com
tel. +39 030 2540006

Sponsors

Platinum

PRIMETALS TECHNOLOGIES

Golden

ABB

SHR SHEFFIELD HI-TECH REFRACTORIES

Silver

LECHLER

SMS group

Contacts

ECCC 2020 Organising Secretariat
AIM - Associazione Italiana di Metallurgia
Via Filippo Turati 8, 20121 Milan - Italy
Tel. +39 02 76021132 / +39 02 76397770
aim@aimnet.it - www.aimnet.it/eccc2020

La Metallurgia Italiana
International Journal of the Italian Association for Metallurgy

Lo stato dell'arte dell'"Additive Manufacturing" Metallico in BEAMIT

di Martina Riccio - Materials and Special Process Manager, Beamit Spa

La Manifattura Additiva (AM) è una tecnologia in rapida crescita che negli ultimi anni ha guadagnato sempre più attenzione nella produzione di componenti complessi in diversi settori. A partire dalla fine degli anni 70 del secolo scorso, quando è stata inventata la prima stampante a getto di inchiostro, diverse sono le tecnologie additive che sono state inventate e che, con il tempo, si sono sviluppate per rispondere alle esigenze del mercato e quindi diffuse. In particolare, lo sviluppo e l'ottimizzazione delle tecnologie a letto di polvere metallico, quali il Selective LASER Melting (SLM) e l'Electron Beam Melting (EBM), hanno proiettato la diffusione di queste tecnologie non più solo nell'ambito della prototipazione rapida, scopo per cui sono nate, ma anche e soprattutto nella produzione. Infatti, la possibilità di produrre componenti di forma complessa e con caratteristiche geometriche irrealizzabili mediante le tecnologie tradizionali, quali ad esempio strutture lattice/reticolari e/o bio-ispirate, ha favorito la diffusione di queste tecnologie per produzione in larga scala in diversi settori. Primo fra tutti il settore Biomedicale che utilizza, ormai già da una decina d'anni, queste tecnologie per la produzione di protesi aventi particolari strutture lattice che permettono l'osso-integrazione delle stesse nel paziente, un'innovazione possibile quindi solo grazie all'utilizzo dell'AM. E', invece, negli ultimi 3 anni, che l'utilizzo dell'AM in settori quali l'Automobilistico, l'Aerospaziale e la Generazione di Potenza è progressivamente passato dalla prototipazione, fino alla produzione in piccola e larga scala. Questo passaggio ha conseguentemente portato all'adeguamento delle strutture e dei servizi che, aziende come BEAMIT, offrono ai propri clienti: verticalizzazione, accreditamenti e certificazioni.

Per far fronte alle richieste dei settori più esigenti è infatti importante avere sotto controllo ogni step necessario alla produzione dei componenti, dalla materia prima (in questo caso la polvere metallica), alla produzione in sé (fase di "stampa"), fino a tutte le operazioni di post processing necessarie (quali trattamenti termici, trattamenti superficiali, eventuali lavorazioni meccaniche ecc) e ogni step necessario al controllo, dai test di laboratorio (quali analisi metallografiche, prove di trazione, ecc) al controllo dei componenti in sé mediante tecniche non distruttive (quali raggi X/CTScan, liquidi penetranti ecc). Solo verticalizzando tutte queste operazioni è possibile garantire al cliente il livello di qualità richiesto ed è proprio sulla base di questo concetto che BEAMIT ha sviluppato la sua organizzazione. Dal 2015 la proprietà di BEAMIT, nella figura dell'imprenditore Mauro Antolotti, prevedendo questo scenario, ha deciso strategicamente di investire in tutte quelle attività accessorie che sarebbero diventate poi necessarie e fondamentali per far fronte alle richieste del mercato, il tutto senza trascurare gli alti standard qualitativi.

Fig.1 - Il team BEAMIT-Sandvik al Formnext 2019.

Il claim di BEAMIT "La qualità prima di tutto" non è un semplice slogan, ma uno dei pilastri su cui poggia la strategia dell'azienda, che infatti da ottobre 2015 è certificata ISO 9001 e EN 9100.
Oltre ad un parco macchine tra i più grandi e completi al mondo, ad oggi 26 impianti SLM e 2 EBM, BEAMIT ha anche un reparto trattamenti termici, accreditato NADCAP dal 2019, composto da 2 forni in alto vuoto e 1 forno in aria con vasca di tempra. E' inoltre attivo al suo interno un laboratorio di analisi materiali che permette di tenere sotto controllo costantemente i processi. In esso, infatti, il 100% della produzione è monitorato analizzando metallograficamente campioni presenti in tutte le lavorazioni ai fini di controllare la stabilità dei processi AM e quindi la qualità del prodotto finito, in primis, in termini di densità/porosità dei materiali. Per il controllo dei trattamenti termici, invece, sono fondamentali le analisi metallografiche, le prove di durezza e le prove di trazione, anch'esse accreditate NADCAP nel laboratorio BEAMIT per garantire la qualità dei risultati e poter soddisfare le richieste dei clienti più esigenti. Ultimo, ma non meno importante, il controllo delle polveri, fondamentale e per verificare la materia prima in ingresso dai fornitori e per verificare le variazioni che la stessa subisce in termini di proprietà chimico/fisiche al variare del numero di ricicli a cui viene sottoposta: test di scorrevolezza, densità apparente e compattata, granulometria via LASER e setacci, e analisi morfologica fanno quindi parte del laboratorio di caratterizzazione polvere di BEAMIT.

Fig.2 - La moto "The Lunar project" della start-up Carboni e Metalli: diversi suoi componenti sono stati prodotti in SLM da BEAMIT

Da luglio 2019 BEAMIT è partecipata da Sandvik, gruppo globale di origine svedese che opera nell'ingegneria ad alta tecnologia.
Kristian Egeberg, Presidente di Sandvik Additive Manufacturing, afferma: «Il settore manifatturiero additivo si sta sviluppando rapidamente e vi è una crescente necessità di partner specialisti in ambito AM con le competenze e le risorse avanzate necessarie per aiutare i clienti industriali a sviluppare e lanciare i loro programmi AM. Sandvik e BEAMIT hanno capacità leader lungo l'intera catena del valore AM e ciò rappresenta una garanzia per consentire alle aziende di accelerare questo sviluppo.» Mauro Antolotti, Presidente e fondatore di BEAMIT afferma: «Far parte del mondo Sandvik per noi significa avere accesso diretto all'eccellenza e poter contare su un partner strategico con una leadership indiscussa sui materiali, sullo sviluppo di polveri di metallo di alta qualità adatte a tutti i processi AM, nonché azienda di punta a livello mondiale nel know-how di post-processing. La nostra partnership andrà a beneficio sia dei clienti AM attuali che futuri». BEAMIT ha inoltre recentemente rilevato una quota di Pres-X, una start-up attiva nelle operazioni di post processo dei componenti additive manufacturing, in particolare nel campo della finitura superficiale e dei trattamenti termici avanzati. E' infatti la prima azienda al mondo ad avere acquistato un impianto che permette di eseguire trattamenti termici ad alta pressione (Hot Isostatic Pressure) e successivo trattamento termico tradizionale con tempra rapida in un unico step su componenti prodotti mediante AM, grazie alla partnership con Quintus Technologies.

La Metallurgia Italiana
International Journal of the Italian Association for Metallurgy

Un focus particolare sui Trattamenti Termici

di Alessandro Rizzi - Process Leader, Beamit Spa

La costante crescita della tecnologia di additive manufacturing è anche costituita dal forte sviluppo di quella che è la parte di post-processo, come per esempio i trattamenti termici.

Essi sono di fondamentale importanza per i componenti prodotti con questa tecnica. Innanzitutto fanno sì che le tensioni residue, dovute alla natura della tecnologia stessa, possano essere ridotte drasticamente, consentendo di non avere deformazioni con la rimozione delle parti dalla piattaforma. Questo risulta essere importante specialmente nel caso in cui si producano parti massive con tolleranze dimensionali minime. Il rapido raffreddamento a cui è soggetto il materiale durante il processo di Selective Laser Melting causa elevati sforzi residui che possono essere minimizzati grazie a un corretto trattamento termico di distensione.

Inoltre, occorre sottolineare che a seconda del trattamento termico eseguito, si possono ottenere diverse proprietà meccaniche cambiando drasticamente il campo di utilizzo di un determinato componente. Prendiamo in considerazione l'alluminio, a seconda del tipo di trattamento si può avere un materiale più o meno duttile, con una resistenza a fatica che varia al variare dei parametri utilizzati durante il ciclo termico. Pertanto, nonostante il materiale di partenza sia lo stesso, grazie alla condizione finale data dal trattamento termico, si hanno materiali che si comportano in maniera totalmente diversa. Da qui l'importanza di uno sviluppo preciso dei parametri di processo di trattamento, come per esempio recentemente attuato in BEAMIT, dove uno studio approfondito sui parametri di trattamento per la condizione T6 si è da poco concluso con successo.

In BEAMIT si opera con forni in aria con tempra in acqua, per le leghe di alluminio, e con forni sottovuoto per leghe di titanio, base nickel e acciai inossidabili, con tempra ad Argon.

Per poter affidarsi a questo processo speciale è di fondamentale importanza avere sotto controllo la strumentazione utilizzata, e per questo risulta imprescindibile la qualifica dei forni secondo le stringenti normative aeronautiche ed aerospaziali. Si tratta di effettuare numerosi controlli periodici di pirometria per garantire la corretta calibrazione di tutti i sensori e termocoppie, l'uniformità di temperatura desiderata all'interno del volume qualificato e l'accuratezza di tutti i sistemi dell'impianto. Un lavoro che si rivela esigente e dispendioso, ma la cui necessaria scrupolosità è fondamentale per ottenere un processo stabile, controllato e affidabile, senza il quale non sarebbe possibile svilupparne le potenzialità.

Fig.3 - Il reparto trattamenti termici di BEAMIT presso lo stabilimento di Rubbiano di Solignano (PR).

Fig.4 - Una parte del reparto di SLM di BEAMIT presso lo stabilimento di Rubbiano di Solignano (PR)

Gli Autori

Martina Riccio, Material and Special Process Manager in BEAMIT SPA, ha conseguito nel 2016 la laurea magistrale in Ingegneria Meccanica al Politecnico di Milano con una tesi sperimentale sviluppata presso il SITEC, Laboratorio per Applicazioni LASER, convertendo un sistema di saldatura LASER manuale in un impianto automatico di deposizione diretta di metallo a filo. È entrata a far parte di BEAMIT nel 2016 nel reparto R&D focalizzandosi sullo sviluppo di materiali e processi SLM ed EBM. Dal 2018 è a capo del team di materiali e processi speciali (processo AM, trattamento termico e laboratorio materiali). Ha guidato il team che ha lavorato sull'accreditamento NADCAP per il trattamento termico ottenuto a giugno 2019 e fa parte del team che sta lavorando all'accreditamento NADCAP del processo AM previsto per il luglio 2020.

Alessandro Rizzi, Process Leader in BEAMIT SPA, laureato in Ingegneria dei Materiali e delle Nanotecnologie al Politecnico di Milano nel 2018. Ha svolto la tesi magistrale in BEAMIT SPA sullo sviluppo di una lega di Alluminio performante per Selective Laser Melting; successivamente è entrato a fare parte del reparto Materiali e Processi Speciali di BEAMIT SPA focalizzandosi in particolare sui trattamenti termici e prendendo parte al gruppo che ha seguito l'accreditamento Nadcap ottenuto a Giugno 2019 come responsabile di processo.

Genova 2020
6-7 maggio

convegno nazionale

27 trattamenti termici

27th AIM National Conference & Exhibition on Heat Treatment

www.aimnet.it/tt.htm

AIM è lieta di annunciare la 27° edizione del Convegno Nazionale Trattamenti Termici, il più autorevole ed affermato evento sui trattamenti termici a livello nazionale.
Il Convegno-Mostra si svolgerà nei giorni 6-8 maggio 2020 a Genova, dove si tenne la prima edizione nel 1960.
Sede dell'evento saranno i Magazzini del Cotone, nel bellissimo contesto del porto antico di Genova.
Sul sito dell'evento sono disponibili tutte le proposte per le aziende che desiderano far parte dello spazio espositivo:
www.aimnet.it/tt.htm

Segreteria organizzativa

ASSOCIAZIONE ITALIANA DI METALLURGIA
Via F. Turati 8 - Milano (Italy)
Tel. +39 02 76021132
info@aimnet.it
www.aimnet.it

Sponsor dell'evento

TAV VACUUM FURNACES
Air Liquide creative oxygen
CIEFFE

Eventi AIM / AIM events

LEGHE PER ALTA TEMPERATURA PRODOTTE CON TECNOLOGIE ADDITIVE
Giornata di Studio > Firenze, c/o Baker Hughes, 17 marzo

IL MONDO INDUSTRIAL: ASPETTI METALLURGICI E METODOLOGIE DI CONTROLLO
Giornata di Studio > Torino c/o CNH Industrial Village, 19 marzo

MACCHINA FUSORIA
Corso Itinerante > 21-22-28-29 aprile - 5 maggio

27° CONVEGNO NAZIONALE TRATTAMENTI TERMICI
Genova, 6-7 maggio

RACCORDERIA E PRESSATURA. GLI ASPETTI METALLURGICI
Giornata di Studio > Suzzara c/o Intertraco Italia, 12 maggio

FAILURE ANALYSIS 11a ed.
Corso > Milano-Cormano-Soncino, 20-21-27-28 maggio

METALLURGIA DI BASE PROPEDEUTICO AI TRATTAMENTI TERMICI
Corso > Milano, maggio

STAMPAGGIO: PROPRIETÀ MECCANICHE DELL'ACCIAIO, IL TRATTAMENTO TERMICO, MECCANISMI DI DANNEGGIAMENTI
Giornata di Studio > Ivrea c/o Confindustria Canavese, 11 giugno

ECCC 2020 - 10TH EUROPEAN CONTINUOUS CASTING CONFERENCE
Bari, 17-19 giugno

RIVESTIMENTI DECORATIVI AL SERVIZIO DELL'ESTETICA DEL PRODOTTO
Giornata di Studio > Firenze, 25 giugno

PRESS & SINTER: EVOLUZIONE DI PRODOTTI, MATERIALI E TECNOLOGIE NEL SETTORE AUTOMOTIVE
Giornata di Studio > Brescia, giugno

LO SVILUPPO TECNOLOGICO DEGLI IMPIANTI DI PRODUZIONE A CALDO DELLE VERGELLE ALTO CARBONIO E ALTO LEGATE E PER FILO SALDANTE
Giornata di Studio > Lecco c/o Caleotto, giugno

HTDC 2020 - 7TH INTERNATIONAL CONFERENCE HIGH TECH DIE CASTING
Vicenza, 1-3 luglio

L'ADDITIVE MANUFACTURING SAREBBE ADATTO ALLA MIA APPLICAZIONE/PROCESSO? - TRATTAMENTI TERMICI DI COMPONENTI PRODOTTI MEDIANTE ADDITIVE MANUFACTURING: PARTICOLARITÀ, OPPORTUNITÀ, FALSI MITI ED ERRORI PIÙ COMUNI
Seminario > luglio

38° CONVEGNO NAZIONALE AIM
16-18 settembre 2020, Napoli

ACCIAI AD ALTO TENORE DI CARBONIO
Corso > settembre

ANALISI CHIMICHE
Corso > Milano, 14-15 ottobre

GLI ACCIAI INOSSIDABILI
Corso > Milano, 28-29 ottobre, 4-5-10-11-18-19 novembre

TRATTAMENTI TERMICI E MODELLAZIONE
Giornata di Studio > Brescia, novembre

MATERIALI INNOVATIVI PER L'ADDITIVE MANUFACTURING
Giornata di Studio > Torino c/o FCA, novembre

RIVESTIMENTI – III MODULO: RIVESTIMENTI PER VIA UMIDA
Corso modulare > novembre

1ST INTERNATIONAL MEETING RAW MATERIALS & RECYCLING
Bergamo, 3-4 dicembre

www.aimnet.it

Per ulteriori informazioni rivolgersi alla Segreteria AIM, e-mail: info@aimnet.it, oppure visitare il sito internet www.aimnet.it

La Metallurgia Italiana
International Journal of the Italian Association for Metallurgy

Metal additive manufacturing - Winter School

a cura di: Annalisa Pola

Da ormai quattro anni il centro di studio di AIM - CoMET, Coordinamento della Ricerca e della Didattica in Metallurgia, organizza scuole su tematiche di interesse per il settore metallurgico, rivolte principalmente ai dottorandi, ma aperte anche a tecnici e ricercatori del settore.

Dopo le prime due edizioni del 2016 e 2018 tenutesi a Bertinoro, che hanno avuto come argomento rispettivamente le tecniche di analisi dei metalli e la simulazione delle trasformazioni di fase, quest'anno è stato trattato un tema di crescente interesse per la ricerca e l'industria ovvero quello della manifattura additiva dei metalli.

A gennaio si è quindi tenuta a Trento la "Metallurgy Winter School on Additive Manufacturing" con lo scopo di evidenziare le correlazioni esistenti fra processo-microstruttura-proprietà del manufatto realizzato in AM, soffermandosi in modo particolare sugli aspetti metallurgici che maggiormente influiscono sulle prestazioni meccaniche dei prodotti.

Le tematiche trattate dalla scuola hanno suscitato un evidente interesse, dimostrato dal numero di partecipanti (oltre 50), di provenienza universitaria ma anche industriale, sia italiani che stranieri.

Il programma è stato decisamente fitto, con docenti provenienti sia dall'accademia che dal settore industriale. Dopo un'introduzione sui vari processi di AM e sui vantaggi e svantaggi rispetto ai metodi di manifattura tradizionale, è stata mostrata una rassegna delle normative riguardanti materiali e prove per prodotti metallici realizzati con AM, ed un'analisi del loro potenziale mercato (prof.ssa A. Pola - UniBs). Dal momento che le tecnologie AM più diffuse nell'ambito dei materiali metallici sono quelle che utilizzano polveri, il secondo intervento ha trattato in dettaglio dei metodi di produzione delle polveri stesse, delle tecniche per la loro caratterizzazione e delle tipologie di leghe ad oggi disponibili in commercio (dr.ssa V. Vicario – Mimete). La prima giornata è proseguita con un intervento volto a tracciare quelle che sono le linee guida per la progettazione di leghe specifiche per l'AM (prof. R. Casati - PoliMi). Uno dei requisiti fondamentali che le leghe per AM devono soddisfare è l'avere un ridotto intervallo di solidificazione, al fine di ridurre il rischio di formazione di cricche associate alle velocità di solidificazione particolarmente elevate che caratterizzato l'AM. Tali velocità determinano microstrutture di solidificazione raramente riscontrabili in pezzi prodotti con tecniche di manifattura tradizionali, come la crescita di grani colonnari orientati nella direzione di crescita del componente (prof. L. Battezzati - UniTo). Le microstrutture di prodotti AM in leghe di Al (dr. M. Tocci - UniBs), acciaio e lega di Ti (prof. M. Pellizzati – UniTn) nonché in leghe Co-Cr (ing. L. Tonelli – UniBo) sono state quindi trattate e correlate alle proprietà meccaniche che queste possono garantire. La prima giornata si è quindi conclusa con una trattazione sui difetti che si possono riscontrare in prodotti AM (sia interni che sub/superficiali), sulle cause che portano al loro sviluppo e sugli effetti sulle performance dei componenti prodotti (prof. M. Vedanni – PoliMi).

La seconda giornata è stata incentrata sui trattamenti di post-processing cui sono sottoposti i componenti realizzati in AM. In particolare sono stati affrontati i temi dei trattamenti termici (prof. M. Pellizzari, UniTn), volti a rimuovere

le tensioni residue indotte dal processo o modificare la microstruttura fortemente anisotropa tipica dei prodotti AM, e della pressatura isostatica a caldo (prof. D. Ugues, PoliTo), che ha l'obiettivo di ridurre porosità e cricche createsi durante il processo ma che può anche costituire un vero e proprio trattamento termico con evidenti effetti sulla microstruttura e sulle proprietà.

Nel pomeriggio i partecipanti alla scuola hanno avuto l'opportunità di fare una visita guidata della ProM Facility del Polo Meccatronica di Rovereto (prof. P. Bosetti - UniTn), dove hanno potuto osservare dal vivo la produzione di componenti AM realizzati con diverse tecnologie.

L'ultima giornata è stata dedicata all'illustrazione dei più recenti modelli sviluppati per simulare il processo di additive manufacturing ed ottimizzarne i processi (prof. P. Ferro) ed allo svolgimento di esercitazioni su un caso di studio con apposito software di simulazione (ing. D. Boscolo – Enginsoft).

Nell'arco delle tre giornate non sono mancati momenti di socializzazione e svago, come il Mashmellow challange, le cene tematiche, e la cena sociale alla Forsterbräu dove i partecipanti hanno recitato poesie a tema Additive manufacturing scritte da loro stessi durante la serata.

Author: prof. PM

M'illumino di laser

Authors: Cecco Angiolieri team

If I were laser

If I were laser
I would burn your titanium heart
If I were argon
I would protect you
If I were water
I would quench you
If I were binder
I would keep you together
If I were HIP
I would fill your cracks
If I were EDM wire
I would cut my heart in two
And give a half to you

Authors: AM team

Secretly Loving Metallurgy (SLM)

I still remember when we met first time,
We were young and our grains were fine.
Looking at you sitting on the beach
My heart immediately was in need of a quench

To tell you my love I'm writing a letter,
Oh wait, a paper is better!

At night I'm dreaming of you during my sleep
Smiling and dancing and moving your HIP

A strong relationship needs some practice,
I want to built it with patience and lattice
Please come to me on my powder bed,
We'll do lots of sparks, I'll make you go MAD

Everyone knows that love is not perfect
We love each other and our internal defects
And if in the end our story will crack,
I will only say: come on what the fuck!

Authors: Powder Rangers team

We've to print (song)

We've to print something new for you
We melt the pool like a laser do
Although the surface is so poor
I love print with AM
Oooah, oooah, oooah, oooah

I'm in love with the Summer School
Ehm no!
I'm in love with the Winter School
Oooah, oooah, oooah, oooah
I'm in love with the Winter School

Authors: ANSY AM team

Lady AM

Lady AM you are so beautiful
When your laser melts so powerful

Your body has shape that seems exotic
But my love has one direction
In not isotropic

Our problems will be only superficial,
Because hipping for us is so beneficial

If your love will grow in the right orientation
Without support, we will have a lot of satisfaction!

Even if we love each other for not so long,
Layer by layer our future will be more strong!

Authors: Poeta Water team

Ode to AM

What previously unthinkable for humanity
Is sliced to become reality
Heated by a tool
Diving into the melt pool

Freely dancing in a turbulent flow
Laughing at the engaged atoms below

Trying to catch the light,
Growing grains have a fight

Coping with others can induces stress,
Organising in a lattice can be a mess.

But only cooling at a uniform pace
Can get you at the end of the race

Authors: The first layer team

Genesis

The 7 days of creation, a talk about evolution

1. On the first day came light in the form of a 500W continuous wave laser
2. On the second day an atmosphere of very pure argon was created
3. On the third day Fraunhofer Institute asked Mimete to create a perfect homogenous and spherical powder
4. On the fourth day a 3D shape was drawn: solid works and saved as a Standard Triangle Language also known as STL
5. On the fifth day magically the file was sliced into 1 billion layers with a thickness of 3 µm. And from that day this was known as Magic(s)
6. On the sixth day it all came together and the part was built with a perfect homogeneous equiaxed microstructure
7. On the seventh day we can all relax.

Out of the printer came the most beautiful part with superior properties, 110% density and not a single defect.
The surface was smooth as a newly waxed Ferrari.
Everybody was happy and HIP was history.

Normativa / Standards

AIM - UNSIDER - Norme pubblicate e progetti in inchiesta (aggiornamento 3 febbraio 2020)

Norme pubblicate e progetti allo studio (elenco)

Norme UNSIDER pubblicate da UNI nel mese di gennaio 2020

EC 1-2020 UNI EN 17248:2019
Sistemi di tubazioni per teleriscaldamento e raffrescamento - Termini e definizioni.

UNI EN ISO 6892-1:2020
Materiali metallici - Prova di trazione - Parte 1: Metodo di prova a temperatura ambiente.

UNI EN 14901-2:2020
Tubi, raccordi e accessori in ghisa sferoidale - Requisiti e metodi di prova per rivestimenti organici di raccordi ed accessori in ghisa sferoidale - Parte 2: Rivestimento termoplastico in poliolefina modificata con acido (TMPO).

Norme UNSIDER ritirate da UNI nel mese di gennaio 2020

EC 1-2018 UNI EN ISO 6892-1:2016
Materiali metallici - Prova di trazione - Parte 1: Metodo di prova a temperatura ambiente.

UNI EN ISO 6892-1:2016
Materiali metallici - Prova di trazione - Parte 1: Metodo di prova a temperatura ambiente.

Norme UNSIDER pubblicate da CEN e ISO nel mese di gennaio 2020

EN ISO 643:2020
Steels - Micrographic determination of the apparent grain size (ISO 643:2019).

ISO 20088-2:2020
Determination of the resistance to cryogenic spill of insulation materials — Part 2: Vapour exposure.

ISO 11971:2020
Steel and iron castings — Visual testing of surface quality.

ISO 10113:2020
Metallic materials — Sheet and strip — Determination of plastic strain ratio.

ISO 4987:2020
Steel castings — Liquid penetrant testing.

Progetti UNSIDER messi allo studio dal CEN (Stage 10.99) – febbraio 2020

Progetti UNSIDER in inchiesta prEN e ISO/DIS – febbraio 2020

prEN – progetti di norma europei

prEN ISO 15761
Steel gate, globe and check valves for sizes DN 100 and smaller, for the petroleum and natural gas industries (ISO/DIS 15761:2019).

prEN 14772
Flanges and their joints - Quality assurance inspection and testing of gaskets in accordance with the series of standards EN 1514 and EN 12560.

prEN 13555
Flanges and their joints - Gasket parameters and test procedures relevant to the design rules for gasketed circular flange connections.

EN 1514-2:2014/prA1:2019
Flanges and their joints - Gaskets for PN-designated flanges - Part 2: Spiral wound gaskets for use with steel flanges.

prEN 1515-4
Flanges and their joints - Bolting - Part 4: Selection of bolting for equipment subject to the Pressure Equipment Directive 2014/68/EU.

prEN 15655-2
Ductile iron pipes, fittings and accessories - Requirements and test methods for organic linings of ductile iron pipes and fittings - Part 2: Thermoplastic Modified Polyolefin (TMPO) lining of pipes.

prEN 14628-1
Ductile iron pipes, fittings and accessories - Requirements and test methods - Part 1: PE coatings.

prEN 10373
Determination of the physical and mechanical properties of steels using models.

prEN 10374
Welded fittings for the food and chemical industries - Tees, bends and reducers for welding.

ISO/DIS – progetti di norma internazionali

ISO/DIS 22407
Metallic materials — Fatigue testing — Axial plane bending method.

ISO/DIS 15177
Steel sheet, hot-rolled twin-roll cast, of

commercial quality.

ISO/DIS 12135
Metallic materials — Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness.

ISO/DIS 3087
Iron ores — Determination of the moisture content of a lot.

ISO/DIS 630-2
Structural steels — Part 2: Technical delivery conditions for structural steels for general purposes.

Progetti UNSIDER al voto FprEN e ISO/FDIS – febbraio 2020.

FprEN – progetti di norma europei.

FprEN ISO 10113
Metallic materials - Sheet and strip - Determination of plastic strain ratio (ISO/FDIS 10113:2019).

ISO/FDIS – progetti di norma internazionali

ISO/FDIS 29001
Petroleum, petrochemical and natural gas industries — Sector-specific quality management systems — Requirements for product and service supply organizations.

ISO/PRF TS 21826
Iron ores — Determination of total iron content — EDTA photometric titration method.

ISO/FDIS 20321
Petroleum, petrochemical and natural gas industries — Safety of machineries — Powered elevators.

ISO/FDIS 13680
Petroleum and natural gas industries — Corrosion-resistant alloy seamless tubular products for use as casing, tubing, coupling stock and accessory material — Technical delivery conditions.

ISO/FDIS 7369
Pipework — Metal hoses and hose assemblies — Vocabulary.

L'ottimizzazione topologica di una staffa ne riduce il peso del 50%.

Come si ottiene il migliore dei progetti possibili?

Dipende dagli obiettivi del progetto. L'ottimizzazione topologica serve a ottenere il miglior progetto possibile di una struttura per uno specifico uso. Così una staffa può essere ottimizzata per un singolo carico, un'altra per otto. La funzione Density Model aiuta gli ingegneri strutturali a semplificare il processo di ottimizzazione topologica.

Il software COMSOL Multiphysics® permette di simulare progetti, dispositivi e processi in ogni ambito tecnologico, dall'industria alla ricerca. Scopri quali vantaggi può portare all'ottimizzazione topologica.

comsol.blog/density-topology

COMSOL

Comitati tecnici / Study groups

CT METALLI E TECNOLOGIE APPLICATIVE (MTA)
(riunione del 25 giugno 2019)

Iniziative future
- Il coordinatore Loconsolo aggiorna il CT circa la GdS sulla riduzione del piombo nei rottami di ottone. Dopo una fase sperimentale presso i principali produttori del settore, con esito positivo, si è passati alla sperimentazione che consentirà di organizzare la GdS nel prossimo autunno. La scaletta di massima degli argomenti è già pronta.
- Il CT pensa di organizzare una o due GdS sulla saldatura delle leghe di nichel dal titolo "Utilizzo delle leghe i nichel in saldatura". La/le giornate saranno articolate in una parte introduttiva sulla metallurgia delle saldatura delle leghe di nichel ed una parte applicativa che approfondirà il "cladding" di queste leghe speciali riportate su altri materiali base. Per la prossima riunione è prevista la prima scaletta di argomenti e relatori.

Manifestazioni in corso di organizzazione
- Settore Ambiente: la GdS "Le emissioni in atmosfera nel settore metallurgico" è confermata per il 5 dicembre a Verona.

Stato dell'arte e notizie
- Un nuovo membro proveniente dall'industria si presenta e viene accettato nel Comitato.

CT PRESSOCOLATA (P)
(riunione del 6 dicembre 2019)

Consuntivo di attività svolte
- La GdS "Linee guida alla risoluzione dei difetti nei getti pressocolati" è stata effettuata nel marzo 2019, ma solo ora la presenza di Timelli, uno dei coordinatori insieme a Alborghetti e Vanalli, ha permesso di esaminare i questionari compilati dai partecipanti e di valutare l'esito della manifestazione. Il numero degli iscritti era rilevante, e c'è stato molto dibattito tra il pubblico e i relatori. Erano presenti in sala i rappresentanti di almeno 8 fonderie. I suggerimenti dai questionari portano a ritenere utile l'organizzazione di quattro mini-corsi modulari, da due giornate ciascuno, per approfondire i principali difetti della pressocolata. Il coordinatore sarà Pola, che alla prossima riunione presenterà una proposta per lo svolgimento entro la fine del 2020.
- Il coordinatore Muneratti presenta i risultati dell'elaborazione dei questionari della GdS Igiene delle Leghe (Carmagnola, 5 e 6 novembre 2019 con CT Metalli Leggeri. Le risposte sono state positive ma si evidenziano anche alcune lamentele per la mancata visita alla pressocolata, che era ferma.
- Il "Master Progettazione Stampi – II edizione" si è appena concluso a Brescia con una buona partecipazione. I primi commenti sono positivi ma i questionari saranno esaminati durante la prossima riunione del CT. Si discute comunque della possibilità di suddividere i gruppi di lavoro per livello di competenza durante le esercitazioni.

Manifestazioni in corso di organizzazione
- Si stanno raccogliendo gli abstract per il convegno internazionale "High Tech Die Casting 2020" (Vicenza – 1/3 luglio 2020). Il coordinatore Timelli conferma che il giorno 3 sarà dedicato a visite di alcuni siti produttivi nelle vicinanze.

Iniziative future
- La GdS "Zama HPDC 2021" (coordinatori Pola, Valente) resta in fase di definizione.
- Anche il programma della GdS sulla fatica termica (coordinatore Valente) sarà definito durante la prossima riunione.
- Per la GdS sulla sostenibilità in fonderia si cerca un coordinatore e si discute dei contatti con Assofond, che potrebbe dare aiuto nell'organizzazione.

CT METALLURGIA DELLE POLVERI E TECNOLOGIE ADDITIVE (MP)
(riunione del 09 dicembre 2019)

Consuntivo di attività svolte
- Il corso "Additive Metallurgy – materiali metallici e fabbricazione additiva" si è svolto al Politecnico di Milano – Campus Bovisa – il 16 e 17 settembre 2019. I partecipanti sono stati numerosi a questa seconda edizione del corso e i riscontri sono stati positivi per le lezioni e le visite ai laboratori. Sono stati raccolti anche utili suggerimenti per argomenti da trattare nel futuro.
- La GdS "Pressatura isostatica a caldo per la Metallurgia delle Polveri" (Milano, 11 luglio 2019), coordinata da Veronesi, ha raccolto un numero piuttosto limitato di partecipanti.

Comitati tecnici / Study groups

Manifestazioni in corso di organizzazione

- La GdS "Leghe per alte temperatura prodotte con tecnologia additive" si svolgerà a Firenze il 17 marzo 2020 presso la Baker Huges, con coordinatori Biffi, Casati, Molinari, Ruggiero. Gli interventi sono stati quasi tutti definiti ed è prevista una visita agli impianti per un numero limitato di partecipanti, in ordine di iscrizione.

Iniziative future

- La GdS "Materiali innovativi per additive manufacturing", coordinatori Biffi e Casati, si potrebbe tenere presso CRF a Mirafiori a fine novembre 2020. Il programma deve essere definito; vengono discussi possibili interventi su simulazione di processo.
- Viene proposto un evento in due giornate in accordo con il CT "Trattamenti Termici e Metallurgia": la prima giornata sarà dedicata alle tecnologie additive in generale, per chi ancora non utilizza queste tecnologie, la seconda invece sarà specifica per la caratterizzazione legata ai trattamenti termici di componenti prodotti con additive manufacturing. Si prevede di tenere la manifestazione nella prima decade di luglio 2020.
- Bassani ricorda la organizzazione di una sessione, di circa quattro memorie al Congresso Nazionale Trattamenti Termici di Genova (6-7 maggio 2020).

CT METALLURGIA FISICA E SCIENZA DEI MATERIALI (MFM)

(riunione del 12 dicembre 2019)

Consuntivo di attività svolte

- Casati riferisce che la seconda edizione del corso "Additive Metallurgy", organizzato con ii CT "Metallurgia delle polveri e tecnologie additive" e "Metalli leggeri (16-17 settembre 2019 a Milano) ha riscosso un buon successo di pubblico e un positivo riscontro da parte dei partecipanti, anche se qualcuno ha lamentato la mancanza delle slides di alcune presentazioni.

Iniziative future

- Richetta aggiorna il CT circa l'organizzazione della GdS "Ingegnerizzazione delle superfici: design e caratterizzazioni". La manifestazione si potrebbe svolgere a Bologna nella seconda metà di giugno 2020. Gli argomenti potrebbero toccare anche il settore biomedicale e i rivestimenti anticorrosivi.
- Il corso "Tenacità e fatica dei materiali metallici", con il possibile coinvolgimento del CT "Controllo e Caratterizzazione prodotti", si baserà sulla struttura della edizione precedente del corso, ma con opportuni miglioramenti.

CENTRO RIVESTIMENTI E TRIBOLOGIA (R)

(riunione del 17 dicembre 2019)

Manifestazioni in corso di organizzazione

- La GdS "Rivestimenti decorativi al servizio dell'estetica del prodotto" si svolgerà a Firenze il 25 giugno 2020. E' stata prospettata e discussa una scaletta di interventi, alcuni già confermati. Entro il mese di marzo 2020 sarà pronta la locandina con il programma completo.

Iniziative future

- Il terzo modulo del corso Rivestimenti ("Rivestimenti per via umida") sarà organizzato per il mese di novembre con un programma di due giornate. Alcune docenze sono state confermate rispetto all'edizione precedente, ma i docenti dovranno tenere conto delle variazioni suggerite nei questionari di soddisfazione a suo tempo compilati dai partecipanti. E' stata distribuita una copia della bozza di programma per le opportune conferme e completamenti.

Stato dell'arte e notizie

- Tre nuovi membri sono stati accettati dal Comitato, due di provenienza industriale e uno di origine universitaria.

CT CONTROLLO E CARATTERIZZAZIONE PRODOTTI (CCP)

(riunione del 27 gennaio 2020)

Consuntivo di attività svolte

- Trentini riprende l'argomento del corso "Prove Meccaniche" (29, 30 maggio e 5 e 6 giugno 2019) per presentare la sintesi dei que-

Comitati tecnici / Study groups

stionari di soddisfazione. Nonostante la partecipazione numericamente scarsa, i giudizi sono decisamente positivi con qualche riserva su una lezione e molti apprezzamenti su altre lezioni e sulle visite ai laboratori.

- Toldo, coordinatore della GdS sulla Microscopia elettronica (Pozzo d'Adda, 11 ottobre 2019), riferisce del buon esito della manifestazione. Gli iscritti sono stati pari al massimo numero ammissibile. Toldo ha esaminato i questionari e preparato alcune slide di sintesi: l'età prevalente era da 31 a 40 anni, più laureati che diplomati, provenienti da area Qualità e Ricerca. Giudizi tra buono e ottimo su tutte le domande (lezioni, colloquio con i docenti, documentazione...). Ci sono alcune richieste di argomenti da approfondire in futuri corsi, non tutte realizzabili. Nel complesso molto interesse tra i partecipanti e buona riuscita della manifestazione.
- Trentini, coordinatore del Corso PnD insieme a M. Cusolito (20-21 novembre 2019, Milano) riferisce sull'esito della manifestazione. Il corso in passato ha sofferto di scarsa partecipazione, ma stavolta ha registrato un buon numero di iscritti, compresi alcuni specialisti di PnD. Ad una giornata hanno partecipato anche alcuni studenti dell'Università di Padova che sono stati molto soddisfatti. Si tratta di un corso divulgativo, non specialistico: probabilmente il target è stato centrato attirando i partecipanti. L'esame dei questionari di soddisfazione conferma che i partecipanti erano metà laureati e metà diplomati, metà provenienti dall'industria e metà dall'università. I giudizi variano tra buono e ottimo anche sui singoli docenti. Ci sono state anche alcune richieste di approfondimenti (tomografia, saldatura, esempi di repliche ecc.).

Manifestazioni in corso di organizzazione

- Il corso "Failure Analysis" (coordinatori Ferrari, Bisaglia, Rolli, Donnini) avrà luogo a fine maggio 2020, sullo stesso schema del corso precedente del 2018, salvo qualche sostituzione di docenti. I coordinatori provvederanno a preparare il programma dettagliato e la locandina.

Iniziative future

- Il corso "Analisi chimiche" si svolgerà verso la metà del mese di ottobre a Milano. Stella, coordinatore del corso, ha già preparato una bozza della locandina con poche modifiche rispetto al programma precedente che ha avuto un ottimo successo.
- La GdS "Corrosione per non corrosionisti" sarà organizzata congiuntamente con il CT corrosione. Il presidente Trentini preferirebbe una carrellata generale sul fenomeno della corrosione e poi una serie di esempi in alcuni settori chiave, che esprimano anche le necessarie azioni di prevenzione.
- Il corso Prove Meccaniche sarà sdoppiato in due moduli da effettuare nella primavera 2021: due giorni per le prove di base e due giorni per le prove più difficili e meno comuni. Donnini presenta il corso sulla fatica organizzato dal CT MFM in due giornate: molti argomenti si sovrappongono, per cui si decide che i coordinatori Donnini e Trentini prepareranno una proposta per un programma combinato di corso Prove meccaniche e Fatica, per evitare ripetizioni e sovrapposizioni.

Stato dell'arte e notizie

- Sono presenti due ospiti proposti per il Comitato, che si presentano e vengono accettati come membri ufficiali dalla prossima riunione. Anche Donnini, membro del CT Metallurgia fisica e Scienza dei Materiali, presente come invitato alla riunione per il coordinamento e la discussione sul corso di Tenacità e Fatica, entrerà a far parte del CT CCP.
- Trentini ricorda che ha accettato la carica di presidente per cercare di sollevare le sorti del CT che soffriva di scarsa partecipazione e di proporre nuovi obbiettivi. Visto il numero di presenze delle ultime riunioni, e la attività più costante, il presidente chiede che per la prossima riunione sia messo all'OdG il rinnovo delle cariche del comitato.

CT MATERIALI PER L'ENERGIA (ME)

(riunione del 30 gennaio 2020)

Manifestazioni in corso di organizzazione

- GdS su stesura specifiche materiali per eolico: l'iniziativa sembra possibile, probabilmente avrà valenza didattica e sarà rivolta principalmente agli utilizzatori. Per la prossima riunione sarà preparata una scaletta per organizzare la giornata entro il 2020.

Iniziative future

- GdS su stesura specifiche materiali per settore aerospaziale: si ritiene che la giornata dovrebbe toccare anche i temi di Additive Manufacturing e Rivestimenti. In ogni caso la manifestazione non avrà luogo prima del 2021.
- GdS sui materiali per energie rinnovabili: la discussione continua ma il progetto non è stato ancora finalizzato. L'argomento sarà ripreso alla prossima riunione.
- Il CT Forgiatura ha proposto al CT Materiali per l'Energia una collaborazione per organizzare un corso per i valvolieri dal titolo "Valvole e leghe speciali per le valvole".

La Metallurgia Italiana
International Journal of the Italian Association for Metallurgy

Mia nonna è un'ingegnere

a cura di: Giovanna Gabetta

Il Pacta Salone di Milano ha presentato lo scorso 3 febbraio lo spettacolo teatrale MIA NONNA E' UN'INGEGNERE, a cura di Giovanna Gabetta e Amalia Lentini.
Attraverso le testimonianze raccolte da diverse pubblicazioni curate dalle ingegnere Giovanna Gabetta e Amalia Lentini, partendo dalle prime laureate fino ai giorni nostri, sono state ripercorse le storie di ingegnere e architette, spesso avventurose, che sfidando pregiudizi e luoghi comuni, hanno svolto le loro professioni ad altissimo livello senza rinunciare a essere mamme, nonne, zie, sorelle, capaci di vivere una vita piena e soddisfacente.

Giovanna Gabetta è stata la prima donna a laurearsi in Ingegneria nucleare al Politecnico di Milano, nel 1975.
Fa parte del Comitato Tecnico AIM Corrosione.

Eventi nazionali ed internazionali / National and international events

2020

March 9-11, Köln, Germany
Electrical Engineering of Arc Furnaces

April 20-23, Duisburg, Germany
Cokemaking

April 20-26, Milano, Italy
Finiture Green Experience

April 26-29, Köln, Germany
Refractory Technology

May, 4-5, Köln, Germany
Hydrogen-based Reduction of Iron Ores

May, 6-7, Genova, Italy
27° CONVEGNO NAZIONALE TRATTAMENTI TERMICI

May 25-29, Seoul, South Korea
MOLTEN - International Molten Slags, Fluxes and Salts conference

June 14-18, Milan, Italy
SCT 2020 - 6th International Conference on Steels in Cars and Trucks

June 17-19, Bari, Italy
ECCC 2020 - 10th European CONTINUOUS CASTING Conference

June 23-25, Rome, Italy
WMM'20 - 9th International Conference Magnetism and Metallurgy

July 1-3, Vicenza, Italy
HTDC 2020 - 7th International Conference High Tech Die Casting (ML-P)

August 24-26, Shenyang, China
TMP - 6th International Conference on ThermoMechanical Processing

September 8-12, Cavtat - Dubrovnik, Croatia
ICTPMS - 5th International Conference on Thermal Process Modelling and Computer Simulation

September 16-18, Napoli, Italy
38° CONVEGNO NAZIONALE AIM

October 14-17, Milano, Italy
32.BI-MU

October 18-22, BEXCO, Busan, Republic oh Korea
WFC - 74th Worls Foundry Congress

November, 4-5 Milano, Italy
P&E (Polveri&ecoCoating)

2021

22 - 26 March 2021, Bremen, Germany
8th ECIC European Coke and Ironmaking Congress &
9th ICSTI International Conference on Science and Technology of Ironmaking

La Metallurgia Italiana
International Journal of the Italian Association for Metallurgy

ESTAD 2021

By: Nathalie Krumm, Jernkontoret

In 2021, Jernkontoret will host the 5th European Steel Technology & Application Days (ESTAD), the leading European technical conference for the Steel industry. The European Steel Technology and Application Days (ESTAD) conference is organised in cooperation between the German Steel Institute VDEh, Austrian Society for Metallurgy and Materials (ASMET), Associazione Italiana di Metallurgia (AIM), and the Swedish Steel Producers Association (Jernkontoret) since 2013.

This international conference focuses on the latest trends and issues and provides a wide networking and information platform for equipment and service suppliers, plant manufacturers, steelmakers and scientists. At this event you will acquire the latest information on new ideas and developments as well as on the state-of-the-art in metallurgical process technologies for iron and steel production, steel materials and steel application in full and short oral presentations, plenary speeches as well as an exhibition. This will be divided up in six main fields; Ironmaking; Steelmaking; Rolling and forging; Steel materials and their application, additive manufacturing and surface technologies; Industry 4.0 as well as Environment and energy.

Nowadays we are well aware of the potential hazards of greenhouse gas emissions. The steel industry is responsible for a significant part of such emissions. At the same time, steel is vital for building a sustainable society.

"Although several important steps have been taken, a lot more must be done to decrease the emissions to the levels set by EU policies for 2050. New technologies are required for virtually all processes related to steel production. Open exchange of ideas and knowledge is a very good starting point for developing the new, smart and sustainable processes the steel industry needs. ESTAD 2021 will be a part of this journey into the future", says Gert Nilson, Technical Director of Jernkontoret.

We warmly welcome you to participate and contribute to this event in Stockholm in 2021. You can follow us on the web, information is continuously updated:
www.estad2021.com
or contact us on e-mail:
estad2021@akademikonferens.se

High Tech Die Casting

INTERNATIONAL CONFERENCE

VICENZA - ITALY
1-3 JULY 2020

Organised by

ASSOCIAZIONE ITALIANA DI METALLURGIA

Patronised by

AMAFOND

ASSOFOND
ASSOCIAZIONE ITALIANA FONDERIE

metef

SINFONET
SMART & INNOVATIVE FOUNDRY NETWORK

Sponsored by

MOTUL TECH
Baraldi

tecnopres
TRIM PRESSES

HTDC 2020 will be held once again in Vicenza, where the 1st HTDC Conference took place in 2002.
Through the years, the HTDC Conference has grown and become a key-event for scientists and researchers from the foundry field of Aluminium, Magnesium and other non-ferrous alloys as well as for experts from the industry. The HTDC Conference series has been steadily growing in quality, impact and participation in the following conferences, organised in 2004, 2006, 2008, 2012 and 2016.
The HTDC Conference is the meeting point for experts involved in the research activities and development of foundry technologies, processes or materials, as well as those employed by the foundry companies of light and non-ferrous alloys, and who are prepared to share some of their current experiences.
Today, Die Casting production is facing new challenges: from eco-sustainability and efficient energy usage to optimisation of product properties and finishing, from tailored alloys' properties to design of lightweight larger structural components. Only an "open-minded" approach, resulting in a high capability of being innovation-driven, integration-oriented and implementation-ready, will make Die Casting foundries successful in an international market dominated by strong competition.
To sustain the competitiveness in Die Casting production, HTDC 2020 will cover these key features:

- innovations, from alloys to processes, from design to applications, which are available to foundries, suppliers, end-users;
- multi-disciplinary integration of concepts, methods and processes;
- implementation, into the industrial context, of new and modern solutions for quality, efficiency, high performance.

The programme is available at www.aimnet.it/htdc2020.htm

Exhibition & Sponsorship

The HTDC 2020 Organising Committee has prepared a selection of sponsorship opportunities designed to increase the visibility and to optimize the return of investment for sponsors participating in the HTDC 2020 Conference. Complete informartion and forms are available at: **www.aimnet.it/htdc2020.htm**

Conference organisers

Associazione Italiana di Metallurgia
Via Filippo Turati 8 - 20121 Milano, Italy
Phone: +39 02.7639.7770 - E-mail: info@aimnet.it
www.aimnet.it/htdc2020.htm