

Simulazione fisica dell'interazione plasma-tungsteno in NFR

F. Barbato, L. Ciambella, P. Gaudio, R. Montanari, M. Richetta, L. Antonelli

Il tungsteno (W) è un materiale candidato ad applicazioni nei futuri reattori a fusione nucleare (NFR) per proteggere componenti di prima parete dai danni derivanti dall'esposizione al plasma.

In questo lavoro l'interazione plasma-tungsteno è stata simulata mediante un impulso laser. Lo scopo è ricreare in laboratorio i danni provocati sulle armature di tungsteno in un TOKAMAK durante il suo funzionamento.

Gli esperimenti sono stati eseguiti irraggiando i campioni con il laser TVLPS a Nd:YAG - Glass in prima armonica (lunghezza d'onda $\lambda = 1064$ nm). I parametri dell'impulso sono: energia ≈ 8 J, durata temporale ≈ 15 ns, diametro dello spot focale $\Phi = 200$ μ m, densità di potenza $= 1.7 \times 10^{12}$ W/cm². A questi valori corrisponde una temperatura elettronica di plasma alla superficie critica di $\approx 1.218 \times 10^6$ K. Il target è stato posizionato all'interno di una camera da vuoto ($P \approx 10^{-5}$ bar) con un'inclinazione di 45° rispetto al fascio laser.

Per garantire la miglior stabilità, il tungsteno per i test è stato preliminarmente selezionato tra lotti prodotti da aziende diverse e sottoposto a caratterizzazione microstrutturale e meccanica.

Dopo l'irraggiamento, il danno sulla superficie è stato studiato mediante osservazioni SEM.

I risultati vengono discussi con riferimento a dati di letteratura.

PAROLE CHIAVE: REFRATTARI, METALLURGIA FISICA, MICROSCOPIA ELETTRONICA, ENERGIA

INTRODUZIONE

Il W possiede il punto di fusione più alto fra tutti i metalli, ottime proprietà termo-meccaniche, buona conduttività termica. Per queste sue proprietà è considerato un materiale molto promettente per realizzare armature a protezione dei componenti di ITER (International Thermonuclear Experimental Reactor) dal danneggiamento dovuto al plasma [1-6]. Il W è già usato nei TOKAMAK JET [7] e ASDEX-U [8] come rivestimento sottile su substrati di CFC o di grafite.

Si prevede che il W sia esposto nel reattore ITER a un flusso termico stabile di 10 MW/m² e a carichi termici transitori di alta energia come disruzioni, ELM (edge local modes) e VDE (vertical displacement events) [6].

In questo lavoro l'interazione plasma-W è stata simulata mediante impulsi laser. Lo scopo è ricreare in laboratorio i danni provocati sulle armature di W in un TOKAMAK durante il suo funzionamento da carichi termici transitori di alta energia.

L'attività svolta consiste dei seguenti passaggi: 1- selezione del materiale in forma massiva più idoneo per i test in base alle caratteristiche microstrutturali e meccaniche e alla loro stabilità; 2- caratterizzazione del materiale selezionato; 3- prove sperimentali di irraggiamento, osservazione mediante microscopia elettronica in scansione dei campioni irraggiati e discussione dei risultati sulla base di dati di letteratura.

SELEZIONE DEL MATERIALE

Preliminarmente sono stati esaminati materiali prodotti da diverse aziende per selezionare quello con le migliori caratteristiche microstrutturali e meccaniche. Per il W e i metalli refrattari più in generale le proprietà sono fortemente influenzate dalla purezza e dalla densità ottenuta nel processo di sinterizzazione. Come esempio si confrontano di seguito i comportamenti di due materiali (A e B) tra quelli studiati con la stessa dimensione media del grano (~ 65 μ m) ma di diversa purezza (A: 99.97%, B: 99.95%) e porosità (A: 5%, B: 9%).

La Fig. 1 mostra le curve ottenute in test d'indentazione strumentata FIMEC [9] a temperature crescenti. Si può facilmente osservare che il materiale B con porosità maggiore presenta delle cadute brusche del carico nelle prove a 673 K e 773 K, indicative dell'innesco di cricche; il fenomeno non è riscontrabile nel materiale A.

**F. Barbato, L. Ciambella, P. Gaudio,
R. Montanari, M. Richetta,**
1- Dipartimento di Ingegneria Industriale,
Università di Roma "Tor Vergata",
Via del Politecnico 1, 00133 Roma, Italia

L. Antonelli
CELIA Université, Bordeaux, Francia

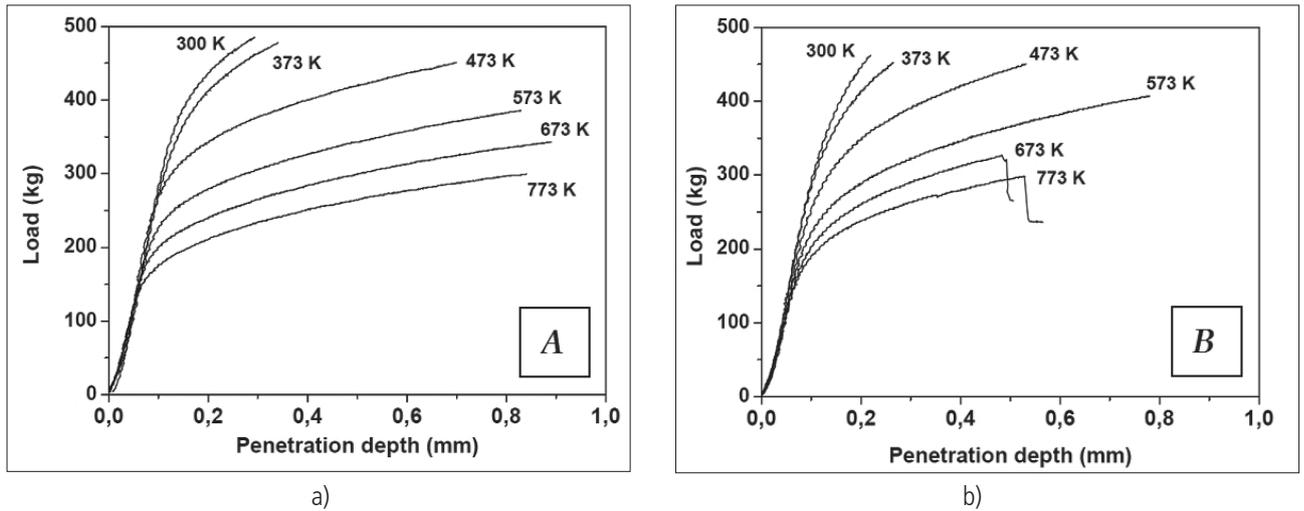


Fig. 1 - Curve FIMEC dei due materiali A e B ottenute in test a temperature crescenti fino a 773 K.
FIMEC curves of A and B materials obtained at increasing temperature up to 773 K.

In Fig. 2 sono invece riportati per i materiali A e B l'andamento del modulo elastico dinamico E (normalizzato al valore a

temperature ambiente E_0) e del fattore di damping Q^{-1} misurati in prove di spettroscopia meccanica a temperatura crescente.

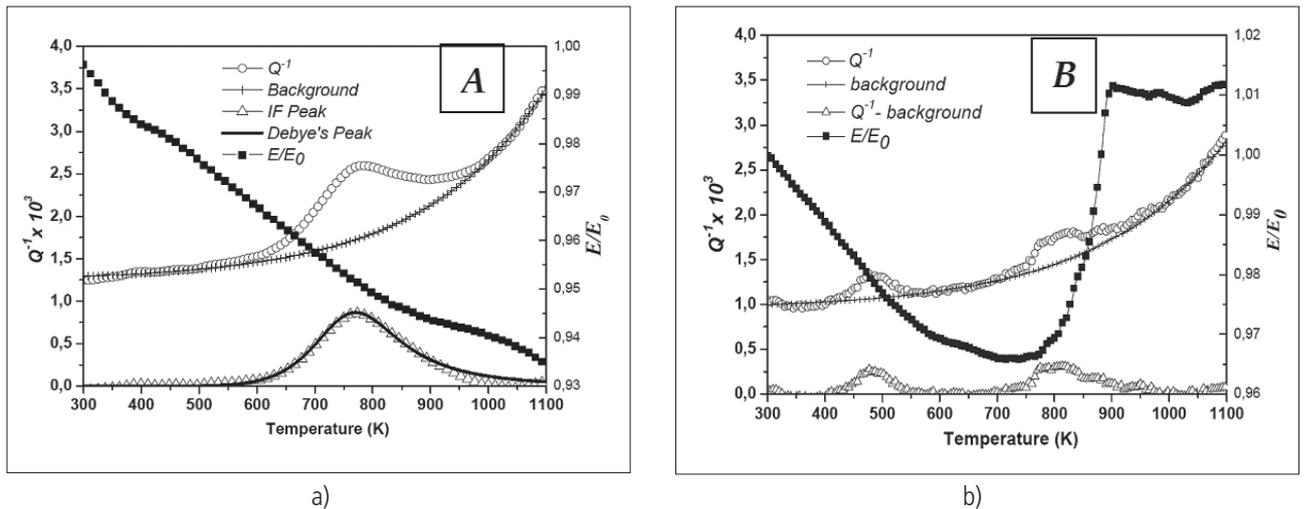


Fig. 2 - Andamento di Q^{-1} e E/E_0 in funzione della temperatura per i materiali A e B.
 Q^{-1} and E/E_0 trends vs. temperature of materials A and B.

La curva di Q^{-1} mostra, per entrambi i materiali, un picco centrato a 771 K sovrapposto ad un fondo con andamento esponenziale. La posizione del picco di Q^{-1} varia con la frequenza: è un picco di Debye la cui energia di attivazione $H = 75.15 \text{ kJ mol}^{-1}$ e il fattore pre-esponenziale $\tau_0 = 1.49 \times 10^{-9} \text{ s}$. Dal confronto con dati di letteratura [10] e per la dipendenza della sua intensità dalla densità delle dislocazioni il picco di Q^{-1} è stato spiegato come un picco β dovuto all'interazione delle dislocazioni con difetti di punto intrinseci [11].

Un aspetto di particolare interesse è l'importante aumento di modulo del materiale B sopra 770 K, non osservato nel materiale A. Questa variazione di modulo è dovuta a processi irreversibili. Osservazioni di microscopia ottica mostrano una crescita della dimensione del grano e la riduzione della porosità. Quest'ultima in particolare porta all'aumento del valore del modulo elastico dinamico in accordo con la relazione [12]:

$$(1) \quad E = E_0 \left(1 - \frac{p}{p_c} \right)^N$$

dove p è la porosità del materiale, p_c la porosità alla quale il modulo di Young diventa zero ($\sim 40\%$) e N è un parametro dipendente dalla morfologia del grano e dalla geometria dei pori [13]. Questo risultato indica che la microstruttura del materiale B, diversamente dal materiale A, diventa instabile quando la temperatura raggiunge 770 K.

Per l'elevata purezza e la bassa porosità, che garantiscono una buona stabilità microstrutturale e meccanica fino a circa 900 K, il tungsteno prodotto da Plansee (precedentemente denominato A) è stato scelto per condurre la sperimentazione. Il prossimo paragrafo riporta le sue proprietà meccaniche e microstrutturali.

CARATTERIZZAZIONE DEL MATERIALE SELEZIONATO

Il materiale selezionato per le prove di questa sperimentazione è W di purezza 99.97% e porosità del 5%. Tabella 1 mostra i valori

del modulo di Young E e dello stress di snervamento σ_y misurati col test FIMEC a temperature crescenti fino a 773 K.

Tab. 1 - Modulo di Young e stress di snervamento a temperature crescenti fino a 773 K.
Young's modulus and yield stress at increasing temperature up to 773 K.

Temperatura [K]	300	373	473	573	673	773
Modulo di Young E [GPa]	339	333	331	328	324	321
Stress di snervamento σ_y [MPa]	1190	1146	925	860	686	626

Sono state eseguite misure di diffrazione dei raggi X da temperatura ambiente fino a 1173 K utilizzando una camera ANTON-PAAR HT-16 montata sul diffrattometro. Gli spettri sono stati registrati utilizzando la radiazione Co-K α ($\lambda = 0.179$ nm) con scansione passo-passo (passi $2\Theta = 0.05^\circ$, tempo di conteggio per passo 2 s). Profili di precisione delle riflessioni più intense sono stati misurati con passi di 0.005° (2Θ) e 20 s di conteggio per passo.

Con il metodo di Jay-Bradley si è poi determinato il parametro reticolare $a = 0.320$ nm, valore leggermente maggiore di quello indicato nei XRD data files (JCPDS-ICDD 4-806), cioè $a = 0.31648$ nm. Tale differenza è spiegabile con la presenza di qualche impurità nel materiale da noi esaminato.

Le intensità relative delle riflessioni più intense, riportate in Tabella 2, indicano la presenza di una debole tessitura {100}.

Tab. 2 - Confronto tra le intensità relative dei picchi di diffrazione X del materiale esaminato e quelle di W con orientazione casuale dei grani (JCPDS-ICDD 4-806).
Comparison between the relative intensities of XRD peaks of the examined material and those of W with random grain orientation (JCPDS-ICDD 4-806).

Picchi	{110}	{200}	{211}	{220}
(JCPDS-ICDD 4-806).	100	15	23	8
W-Plansee	100	30	15	7

Dallo spostamento delle posizioni dei picchi registrati nelle prove in temperatura si è calcolato il coefficiente di espansione termica $\alpha = 4.5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

In Fig. 3 (a) si può osservare la struttura dei grani del materiale nelle condizioni di fornitura. Con tecniche di analisi d'immagine si è determinata una dimensione media del grano di $65 \mu\text{m}$.

Fig. 3 (b) mostra un'immagine TEM a basso ingrandimento del W; la microstruttura è caratterizzata da grani ben definiti che

contengono un gran numero di dislocazioni, con densità di circa 10^{10} cm^{-2} . Questo valore è in buon accordo con quello ricavato da misure di diffrazione dei raggi X, tecnica di maggior precisione e valore statistico.

In generale la porosità è molto bassa, anche se in alcune zone è possibile osservare a maggior ingrandimento concentrazioni di pori residui di dimensione di ~ 30 nm.

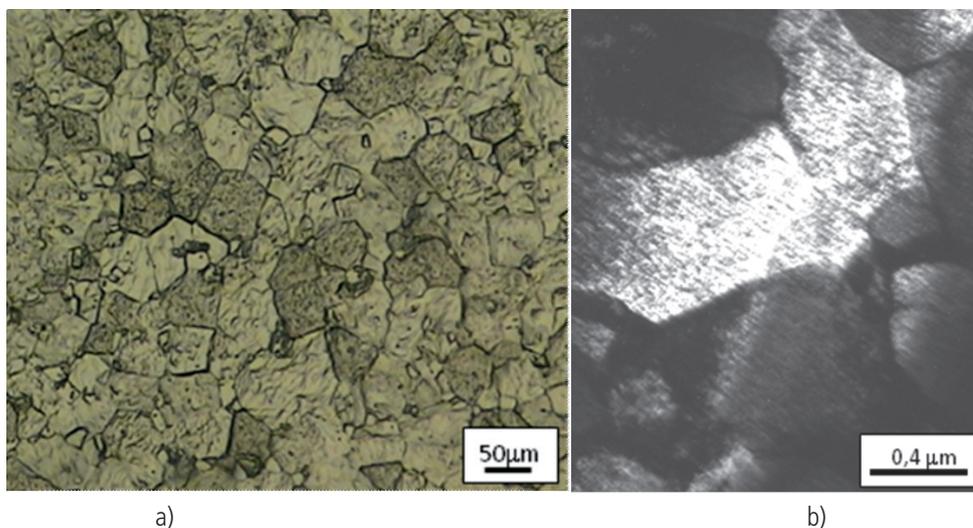


Fig. 3 - Micrografia ottica del W così come fornito (a); la micrografia TEM (b) mostra l'alta densità di dislocazioni.
As-received W (a); TEM image (b) shows the high dislocation density.

Per valutare la stabilità microstrutturale e meccanica il W è stato sottoposto a due trattamenti termici a 773 K e 1073 K per tempi crescenti fino a 10 ore. La Tabella 3 riassume i valori di densità delle dislocazioni, ottenuti mediante diffrazione dei raggi X, di dimensione media del grano e di durezza.

Il trattamento termico a 773 K non induce variazioni significative della dimensione del grano, solo una modesta diminuzione della densità di dislocazioni. Il valore di durezza decresce di circa 10% dopo 10 ore di esposizione a questa temperatura.

Al contrario, si riscontra una rilevante crescita del grano dopo riscaldamento a 1073 K: dopo 10 ore di trattamento la dimensione media è quasi raddoppiata.

Inaspettatamente la densità delle dislocazioni è maggiore dopo il trattamento a 1073 K che in quello a 773 K. Il fenomeno è stato discusso e spiegato in un recente lavoro [14]. Il modello considera che la densità totale di dislocazioni durante il trattamento a 1073 K sia influenzata da due processi: annichilazione all'interno dei grani ed emissione dai bordi instabili. Il primo processo ne diminuisce il numero mentre il secondo lo incrementa. Nel caso del trattamento a 773 K ha luogo solo il primo processo, non il secondo; questa è la ragione per cui, a fronte dello stesso tempo di trattamento, la densità delle dislocazioni è maggiore nel materiale trattato alla temperatura inferiore.

Tab. 3 - Densità delle dislocazioni, dimensione media del grano e microdurezza Vickers del W dopo trattamenti termici a 773 K e 1073 K per tempi crescenti fino a 10 ore.
Dislocation density, average grain size and Vickers microhardness of W after heat treatments at 773 K and 1073 K for increasing soaking time up to 10 hours.

Temperatura di trattamento [K]	Densità delle dislocazioni ρ [cm ⁻²]		Dimensione del grano [μ m]		Microdurezza HV	
	773	1073	773	1073	773	1073
Tempo di trattamento [ore]						
0	1.5×10^{10}	1.5×10^{10}	65	65	478	478
1	1.0×10^{10}	1.6×10^{10}	65	79	460	463
2	9.0×10^9	1.5×10^{10}	66	82	456	464
4	4.5×10^9	1.2×10^{10}	67	83	450	460
5	3.5×10^9	1.1×10^{10}	67	84	445	454
7	2.5×10^9	1.1×10^{10}	68	100	440	434
10	2.0×10^9	1.1×10^{10}	68	130	434	415

PROVE DI IRRAGGIAMENTO E OSSERVAZIONE DEI PROVINI IRRAGGIATI

Gli esperimenti sono stati eseguiti irraggiando i campioni con il laser TVLPS [15] al Nd:YAG - Glass in prima armonica (lunghezza d'onda $\lambda = 1064$ nm). I parametri dell'impulso sono: energia ≈ 8 J, durata temporale ≈ 15 ns, diametro dello spot focale $\Phi = 200$ μ m, densità superficiale di potenza = 1.7×10^{12} W/cm².

Il target è stato posizionato all'interno di una camera da vuoto ($P \approx 10^{-5}$ bar) con un'inclinazione di 45° rispetto al fascio laser. L'utilizzo di una camera da vuoto è necessario al fine di evitare interazioni con gli elementi presenti nell'atmosfera. Durante la focalizzazione la densità di energia può raggiungere livelli tali da ionizzare gli elementi presenti nell'aria (Ossigeno, Azoto e Carbonio) producendo del plasma. Questo assorbirebbe tutta l'energia del laser impedendo l'interazione con il bersaglio. Oltre a ciò, lo scopo è studiare i possibili effetti d'interazione plasma-parete che avvengono in un Tokamak, nella quale si opera in regime di alto vuoto.

Un angolo d'incidenza di 45° permette di ridurre le retroriflessioni, dannose per la catena laser.

Uno schema del set-up sperimentale è riportato in Fig. 4.

A tali caratteristiche dell'impulso laser corrisponde una temperatura elettronica T_e di plasma alla superficie critica di $\approx 1.218 \times 10^6$ K. Questa è una stima del valore massimo di

temperatura che il sistema può raggiungere ed è stata ricavata da precedenti lavori di interazione laser - materia svolti usando lo stesso laser con materiali differenti [16].

Una misura precisa del valore di temperatura elettronica si ottiene analizzando lo spettro di emissione del plasma. Questo presenta una parte continua, che si elimina usando opportuni filtri, e una parte discreta. Quest'ultima è legata alle transizioni elettroniche che avvengono nel plasma tra due stati legati. Dall'analisi del rapporto delle intensità delle righe di emissione si ricava la temperatura elettronica del plasma. L'equazione che permette di risalire alla temperatura elettronica a partire dall'intensità delle linee di emissione è:

$$(2) \quad \frac{I_1}{I_2} = \frac{g_1 A_1 h \nu_1}{g_2 A_2 h \nu_2} \exp\left(-\frac{E_1 - E_2}{k T_e}\right)$$

dove I_1, I_2, E_1, E_2 sono rispettivamente l'intensità e l'energia di ionizzazione delle due linee 1 e 2. A e g sono i coefficienti di Einstein e i fattori di degenerazione delle due transizioni. In questo esperimento, tuttavia, non è stato possibile ottenere uno spettro X del W a causa della bassa intensità di emissione che questo materiale presenta nella regione X.

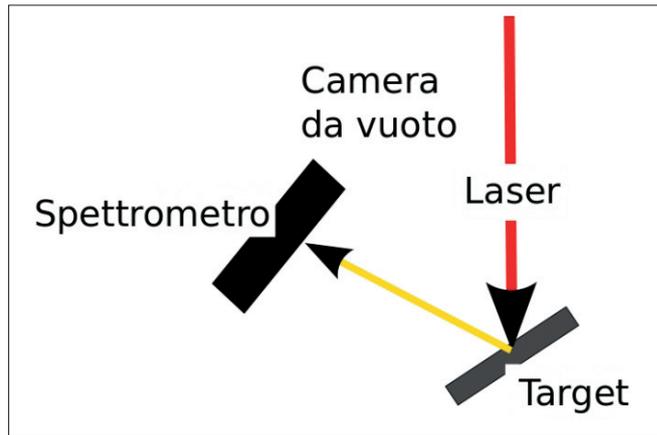


Fig. 4 - Set-up sperimentale.
Experimental set-up.

In Fig. 5 è raffigurato lo spettro di emissione del W simulato mediante il codice FLYCHK. Si può notare come l'intensità dell'emissione sia piuttosto bassa. Inoltre le righe di emissione non sono perfettamente definite a causa della bassa temperatura elettronica di fondo legata al numero atomico dell'elemento considerato. In base alle caratteristiche del sistema utilizzato, non si è in

grado di eccitare i livelli energetici più interni del materiale. Ci si propone, nel prossimo futuro, di utilizzare una sorgente laser con impulsi più brevi e maggiore flukenza (energia per unità di superficie). Bisogna inoltre tener presente che lo spettrometro non risolve nel tempo lo spettro di emissione. Risulta quindi fondamentale scegliere righe di emissione specifiche, legate alle condizioni di lavoro.

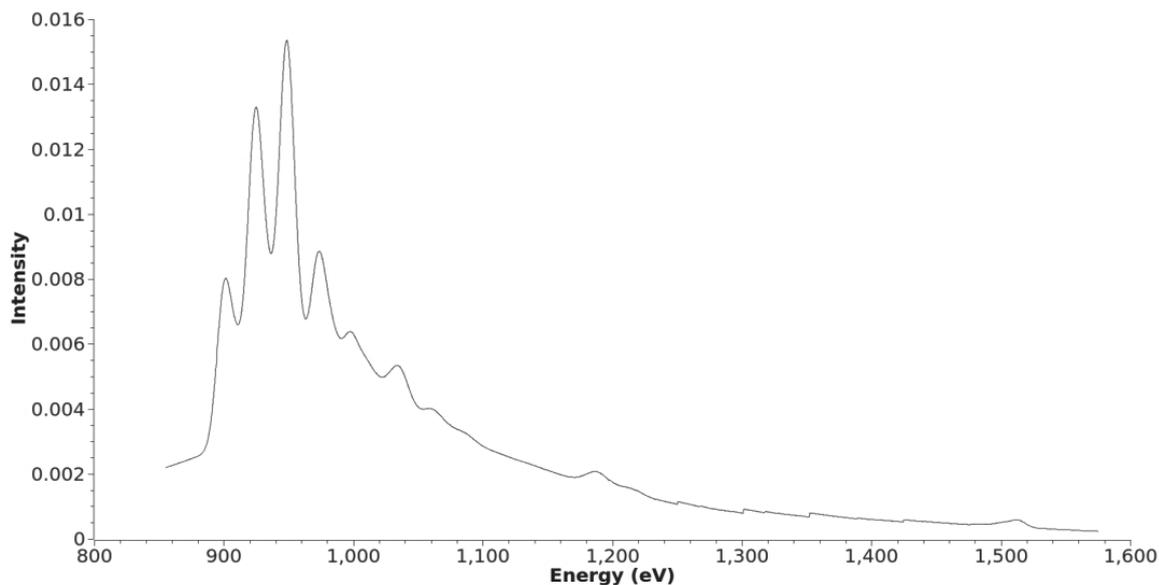


Fig. 5 - Spettro di emissione del W.
W emission spectrum.

La Fig. 6 (a-d) mostra immagini SEM a diverso ingrandimento di una zona colpita dall'impulso laser. L'effetto principale è quello di provocare, nella zona centrale, un cratere di forma approssimativamente conica (a). Questa zona, di diametro confrontabile con quello dello spot del laser, è quella in cui è rilasciata la maggiore quantità di energia e quindi è da qui che viene rimossa la gran parte del materiale. Il W che si trova al centro dello spot subisce un processo di sublimazione. Intorno a questa zona centrale ne esiste un'altra, che è interessata dalla propagazione del calore generato dall'impulso laser; qui il W fonde e poi risolidifica, durante il successivo raffreddamento,

formando una struttura con goccioline intorno all'orlo del cratere. Un'immagine di dettaglio è riportata in Fig. 7. Intorno al cratere si osserva un'area abbastanza estesa, dove comunque sono presenti le tracce dell'ablazione sotto forma di zone di dimensione variabile tra 10 e 30 μm con bordi frastagliati (b). Il riscaldamento del campione e il successivo raffreddamento generano grossi stress termici che producono un sistema di fratture (c-d). Tali fratture spesso seguono il bordo dei grani in quanto una diversa orientazione dei cristalli corrisponde anche ad una diversa capacità di condurre il calore. Un simile network di microcricche è stato osservato anche da

Chong et al. [17] in esperimenti realizzati su rivestimenti di W depositato mediante VPS (vacuum plasma spraying). In Fig. 8 è evidente un altro aspetto connesso con l'ablazione laser, cioè i pori sono sede preferenziale di rimozione del materiale. Nella micrografia si osservano numerosi pori di dimensione inferiore a 1 μm . Originariamente il materiale presenta in alcune

aree di circa 20 nm che, dopo il riscaldamento dovuto all'impulso laser, aumentano di almeno un ordine di grandezza il loro diametro. Questo dato conferma la necessità di utilizzare, nelle armature dei futuri reattori nucleari, W a bassissima porosità per limitare, da un lato, il danno all'armatura e per evitare, dall'altro, l'inquinamento del plasma stesso.

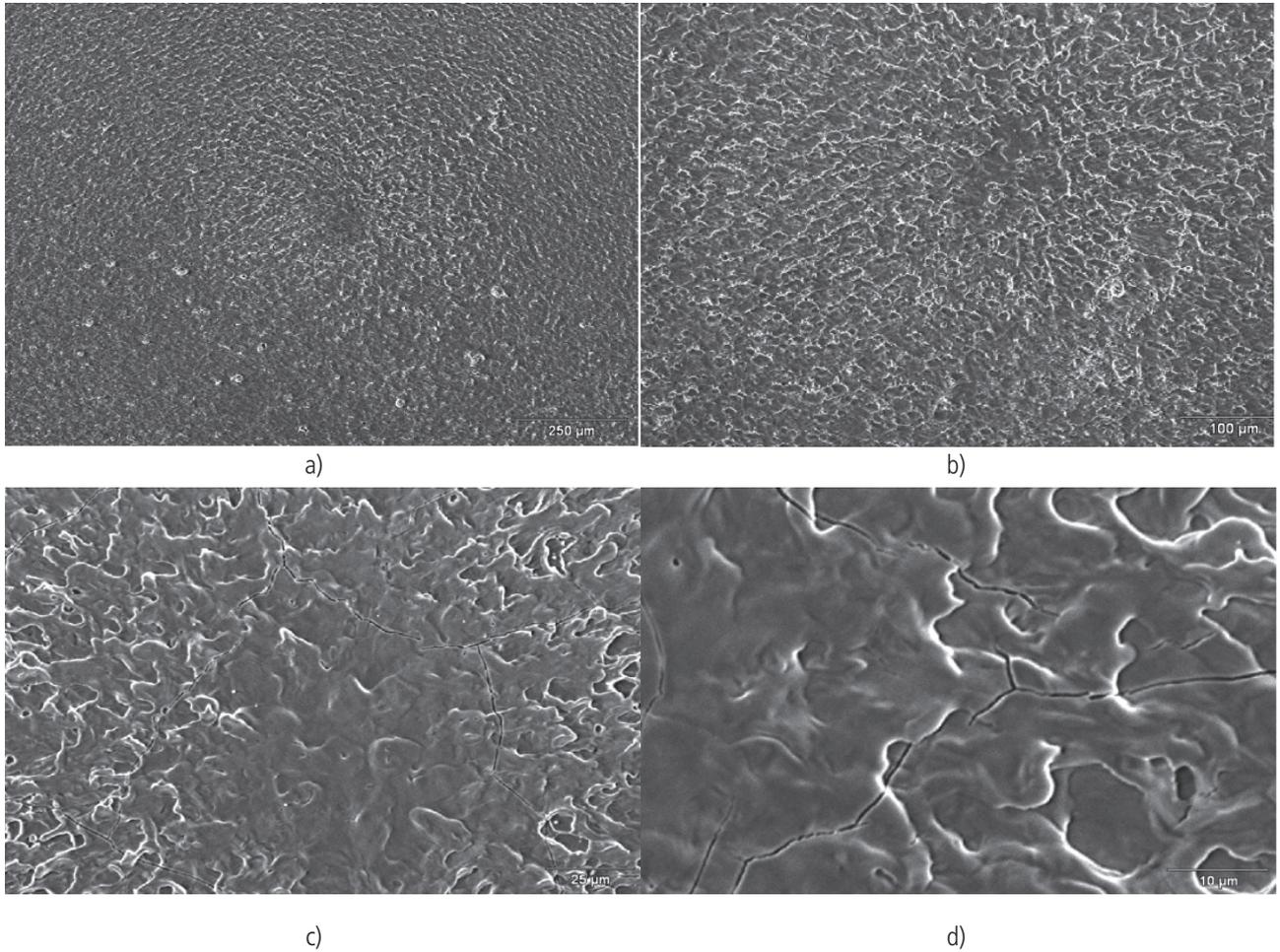


Fig. 6 - Micrografie SEM a diverso ingrandimento di una zona colpita dall'impulso laser.
SEM micrographs at different magnification of a zone irradiated by laser pulse.

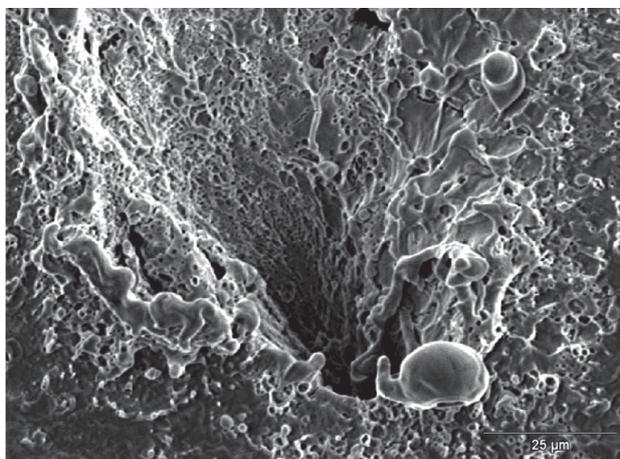


Fig. 7 - Cratere al centro dell'area colpita da fascio laser.
A crater forms at the center of the zone irradiated by laser pulse.

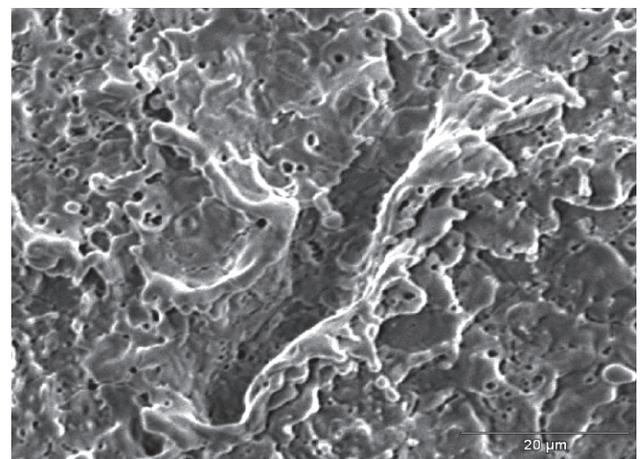


Fig. 8 - Micrografia SEM di un'area con numerosi pori di dimensioni inferiori ad 1 μm .
SEM Micrograph of an area with several pores smaller than 1 μm .

I risultati di questo lavoro s'integrano molto bene con quanto già noto dalla letteratura sugli effetti del livello di purezza [18] e della dimensione del grano [19]. Kurehashi et al. [18] hanno trovato, anche con prove in temperatura da 473 K a 773 K, che l'effetto di rugosità superficiale dovuto ad ablazione aumenta con la concentrazione di impurezze, in particolare C e O. Zhou et al. [19] hanno dimostrato che W con dimensione del grano sub-micrometrica ha maggiore resistenza agli shock termici.

CONCLUSIONI

L'interazione plasma-W è stata simulata mediante impulsi laser, ricreando in laboratorio i danni sulle armature di W, in un TOKAMAK in funzionamento, dovuti a carichi termici transitori di alta energia.

E' stato dapprima selezionato e caratterizzato un materiale in forma massiva in base alla sua stabilità microstrutturale e meccanica. Poi su questo materiale sono state condotte prove d'irraggiamento utilizzando il laser TVLPS al Nd: Glass in prima armonica ($\lambda = 1064 \text{ nm}$) [15]. Infine le superfici colpite dagli impulsi sono state studiate mediante microscopia elettronica in scansione.

L'effetto principale dell'impulso è di provocare la sublimazione del W con conseguente formazione di un cratere di diametro confrontabile con quello dello spot del laser. Intorno si trova un'altra zona, dove il materiale fonde e poi risolidifica generando una morfologia con goccioline che decorano l'orlo del cratere. In un'area ancora più esterna l'ablazione determina zone con bordi frastagliati. Gli stress termici dovuti al riscaldamento e successivo raffreddamento dei campioni producono un network esteso di fratture, che spesso seguono il bordo dei grani. Le osservazioni SEM mostrano inoltre che i pori sono sede preferenziale di rimozione del materiale confermando che uno dei principali requisiti del W per realizzare armature nei futuri NFR dovrà essere una bassissima porosità. Questo criterio si va ad aggiungere a quelli di elevata purezza e dimensione del grano sub-micrometrica, già noti da lavori di letteratura.

Poiché gli scambiatori di calore in lega di Cu e altri componenti strutturali in acciaio per ITER dovranno essere protetti depositando W, via plasma spray, un interessante sviluppo futuro di questa ricerca riguarderà l'estensione degli esperimenti a rivestimenti di W su diversi tipi di substrato.

RINGRAZIAMENTI

La ricerca è stata condotta con fondi EURATOM-ENEA.

Gli autori ringraziano i Sigg. Benedetto Iacovone e Piero Plini del Dipartimento di Ingegneria Industriale dell' Università di Roma-Tor Vergata per la preparazione dei provini.

BIBLIOGRAFIA

- [1] B. RICCARDI, A. PIZZUTO, L. BERTAMINI, M. DIOTALEVI, G. VIEDIER, Atti del 16th IEEE/NPSS Symposium on Fusion Engineering, San Diego, USA (1997), p. 910.
- [2] B. RICCARDI, A. PIZZUTO, A. ORSINI, S. LIBERA, E. VISCA, L. BERTAMINI, F. CASADEI, E. SEVERINI, R. MONTANARI, R. VESPRINI, P. VARONE, G. FILACCHIONI, N. LITUNOVSKY, Fusion Technology (1998), p. 223.
- [3] M. ROEDIG, W. KUEHNLEIN, J. LINKE, M. MEROLA, E. RIGAL, B. SCHEDLER, E. VISCA, Fusion Engineering Design 61-62 (2002), p. 135.
- [4] H. BOLT, V. BARABASH, W. KRAUSS, J. LINKE, R. NEU, S. SUZUKI, N. NYOSHIDA, Journal of Nuclear Materials, 329-333 (2004), p. 66.
- [5] M. LIPA, A. DUROCHER, R. TIVEY, TH. HUBER, B. SCHEDLER, J. WEIGERT, Fusion Engineering Design, 469 (2005), p. 75.
- [6] I. UYTENDHOUWEN, M. DECRETON, T. HIRAI, J. LINKE, G. PINTSUK, G. VAN OOST., Journal of Nuclear Materials, 365 (2007), p. 1099.
- [7] H. MAIER, T. HIRAI, M. RUBEL, R. NEU, PH. MERTENS, H. GREUNER, CH. HOPF, G.F. MATTHEWS, O. NEUBAUER, G. PIAZZA, E. GAUTHIER, J. LIKONEN, R. MITTEAU, G. MADDALUNO, B. RICCARDI, V. PHILIPPS, C. RUSSET, C.P. LUNGU, I. UYTENDHOUWEN and JET EFDA contributors, Nuclear Fusion, 47 (2007), p. 222.
- [8] A. HERRMANN, H. GREUNER, J.C. FUCHS, P. DE MARNÉ, R. NEU and ASDEX Upgrade team, Physica Scripta, T138 (2009), 014059.
- [9] B. RICCARDI, R. MONTANARI, Materials Science and Engineering A, 381/1-2 (2004), p. 281.
- [10] G. RIEU, D. LENZ, K. LÜCKE, Proc. of 5th ICIFUAS, Springer Berlin, 2 (1975), p. 343.
- [11] P. DEODATI, R. DONNINI, R. MONTANARI, N. UCCIARDELLO, Materials Science Forum 706-709 (2012) p. 835.
- [12] J. KOVÁČIK, Journal of Materials Science Letters, 18 (1997), p. 1007.
- [13] K.K. PHANI, S.K. NIYOGI, Journal of Materials Science 22 (1987), p. 257
- [14] L. CIAMBELLA, R. DONNINI, R. MONTANARI, Materials Science Forum, 783-786 (2014), p.2353.
- [15] M. FRANCUCCI, P. GAUDIO, S. MARTELLUCCI, M. RICHETTA, International Journal of Spectroscopy 2011 (2011) art. 792131, p. 28.
- [16] F.L. CHONG, J.L. CHEN, J.G. LI, X.B. ZHENG, Journal of Nuclear Materials 386-388 (2009), p. 780.
- [17] H. KUREHASHI, Y. OHTSUKA, Y. UEDA, H. KURISHITA, Journal of Nuclear Materials 417 (2011) p. 487.
- [18] Z.J. ZHOU, S.X. SONG, J. DU, C.C. GE, Journal of Nuclear Materials 367-370 (2007) p. 1468.

Physical Simulation of plasma-tungsten interaction in NFR

Keywords: refractories, physical metallurgy - energy - plasma tungsten

W is a plasma-facing material candidate for applications in future nuclear fusion reactors (NFR).

The paper reports some results of an experimental campaign carried out for investigating the properties of bulk W (99.97% purity; 5% porosity).

As a first step the material to investigate has been selected among products prepared by different companies on the basis of mechanical and microstructural stability. For example, figures 1 and 2 compare the behaviour of the selected material (A) and that of another one (B) of different purity and porosity, after FIMEC instrumented indentation tests (Fig. 1) and mechanical spectroscopy experiments (Fig. 2).

Table 1 shows the values of Young's modulus E and yield stress σ_y of the selected W measured at increasing temperature up to 773 K. X-ray diffraction (XRD) evidenced the presence of a weak {100} texture in the as-supplied material (see Table 2).

In a second step W has been heat treated at 773 K and 1073 K with increasing soaking time. The samples in as-supplied condition and after each step of the heat treatments have been examined by optical microscopy and TEM observations (Fig. 3), X-ray diffraction (XRD) and micro-hardness tests.

As shown in Table 3, the original material has a dislocation density of $1.5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ and a mean grain size of 65 μm . Grain size is not affected by the heat treatments at 773 K that induces only a weak decrease of dislocation density leading to a little smaller hardness. The microstructure can be considered substantially stable even if a weak recovery of dislocations takes place. On the contrary, grain growth is observed after heating at 1073 K: 10 hours of treatment nearly doubles the average grain size.

Finally, a single laser pulse has simulated transient thermal

loads of high energy. The experiments have been carried out by using the Nd: YAG / Glass TVLPS laser in first harmonic (wavelength $\lambda = 1064 \text{ nm}$). The pulse parameters are: energy $\approx 8 \text{ J}$, pulse duration $\approx 15 \text{ ns}$, focal spot size $\Phi = 200 \mu\text{m}$, surface power density = $1.7 \times 10^{12} \text{ W/cm}^2$. A sketch of the experimental set-up is reported in Fig. 4.

The laser pulse parameters used in present experiments correspond to a plasma electronic temperature $T_e \approx 1.218 \times 10^6 \text{ K}$ at the critical surface. Since it was not possible to measure the temperature at the surface during pulse application this is an estimate of the maximum temperature that the system can reach. It was determined by previous experiments of plasma-matter interaction with the same laser and other materials because of the low W emission intensity in the X-rays region as shown in Fig. 5 where the W emission spectrum has been simulated by means of the FLYCHK code.

The damage produced by the laser pulse on the W surface has been then investigated by scanning electron microscopy (SEM) observations. As shown in Fig. 6 and Fig. 7, the main effect of laser pulse is to induce W sublimation with the formation of a crater corresponding to the spot central area.

All around melting and successive re-solidification of W gives rise to a typical morphology with metal drops decorating the crater rim. In a more external area thermal stresses lead to an extended network of cracks that often follow the grain boundaries. Furthermore, it was observed that pores present in the original material become preferred ablation sites (Fig. 8).

The results presented in the present work confirm that low porosity is one of the most important requirements for W used as plasma-facing material.