POLITECNICO DI TORINO
Repository ISTITUZIONALE

Study of the corrosion behavior of AISI 316L stainless steel produced using different additive manufacturing technologies|Studio del comportamento a corrosione dell’acciaio

Original
Study of the corrosion behavior of AISI 316L stainless steel produced using different additive manufacturing technologies|Studio del comportamento a corrosione dell’acciaio inossidabile AISI 316L prodotto mediante diverse tecnologie di additive manufacturing / Fiorona, D., Nani, L., Lorenzi, S., Cabrini, M., Pastore, T., Quarto, M., Manfredi, D., Tirelli, T.. - In: LA METALLURGIA ITALIANA. - ISSN 0026-0843. - 117:2(2026), pp. 8-17. [10.36146/2026_02_08]

Availability:
This version is available at: 11583/3013515 since: 2026-07-24T12:27:37Z

Publisher:
Associazione Italiana di Metallurgia

Published
DOI:10.36146/2026_02_08

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)

18 November 2026

DOI 10.36146/2026_02_08

Studio del comportamento a corrosione dell'acciaio inossidabile AISI 316L prodotto mediante diverse tecnologie di additive manufacturing

D. Fiorona, L. Nani, S. Lorenzi, M. Cabrini, T. Pastore, M. Quarto, D. Manfredi, T. Tirelli

Lo scopo del presente lavoro è la valutazione del comportamento a corrosione localizzata di provini in acciaio AISI 316L ottenuti con diverse tecnologie di additive manufacturing, mettendoli a confronto con prodotti ottenuti per via tradizionale.
Sono state condotte delle prove di polarizzazione potenziodinamica e prove di critical pitting temperature (CTP): i risultati delle prove di polarizzazione potenziodinamica hanno mostrato differenze nei potenziali di breakdown tra le tecnologie additive e le tecniche produttive tradizionali, mentre quelle di CPT hanno confermato che il comportamento rispetto alla corrosione localizzata per pitting differisce in modo significativo in relazione alle diverse tecnologie di produzione.
L'articolo ribadisce l'importanza della definizione di protocolli idonei per la qualificazione a corrosione delle leghe ottenute per additive manufacturing che tengano conto della specificità del processo produttivo e dei trattamenti di post processo specifici per le leghe stesse.

PAROLE CHIAVE: 316; ADDITIVE MANUFACTURING; PITTING; CREVICE; CORROSIONE;

INTRODUZIONE

L'acciaio inossidabile austenitico AISI 316L è tradizionalmente considerato un materiale strategico in diversi settori industriali, tra cui Oil&Gas, biomedicale, farmaceutico e alimentare per le sue caratteristiche meccaniche unite alla buona resistenza alla corrosione in ambienti aggressivi. Per queste ragioni, a oggi, questa lega è una delle più utilizzate ed è disponibile nel portafoglio materiali di diversi processi di *additive manufacturing* (AM). Tuttavia, non è ancora definito in maniera univoca come le proprietà meccaniche e a corrosione si modifichino in funzione della tecnologia impiegata, rendendo necessaria una caratterizzazione specifica per confrontare le prestazioni del materiale prodotto con diverse tecnologie AM rispetto ai prodotti commerciali tradizionali. Negli ultimi decenni, le tecnologie di manifattura additiva per la realizzazione di componenti metallici hanno subito una rapida diffusione in molti settori industriali per applicazioni ingegneristiche avanzate [1]. Il loro principale vantaggio è la possibilità di realizzare geometrie complesse con costi contenuti e in alcuni casi senza necessità di lavorazioni finali alle macchine utensili, con risparmio dei

Davide Fiorona, Lorenzo Nani, Sergio Lorenzi, Marina Cabrini, Tommaso Pastore
Dipartimento di Ingegneria e Scienze applicate, Università degli Studi di Bergamo, Italy

Mariangela Quarto
Dipartimento di Ingegneria gestionale, dell'informazione e della produzione, Università degli Studi di Bergamo, Italy

Diego Manfredi
Dipartimento di Scienza applicata e Tecnologia, Politecnico di Torino, Italy

Tommaso Tirelli
Aidro s.r.l., Taino, Varese, Italy

tempi di industrializzazione e di attrezzaggio, al quale si aggiunge il vantaggio di un'economia circolare legata al recupero del materiale non lavorato e alla riduzione degli scarti e degli sfridi [2]. I materiali prodotti per additive manufacturing hanno caratteristiche micro e macrostrutturali uniche, strettamente dipendenti dalla tecnica additiva adottata che ne determinano proprietà meccaniche differenti dai materiali prodotti con lavorazioni convenzionali [3, 4], ma possono influire anche sulla loro resistenza alla corrosione. La valutazione di come la tecnologia additiva possa influenzare il comportamento a corrosione della lega, può essere effettuata tramite l'esecuzione di test standardizzati e il confronto dei risultati ottenuti su provini ricavati da materiale proveniente da lavorazioni tradizionali, quali la deformazione plastica a caldo o a freddo, e quelli ottenuti tramite queste tecnologie innovative. Questo lavoro ha l'obiettivo ultimo di valutare l'effetto del processo produttivo sul comportamento a corrosione localizzata dell'acciaio AISI 316L, ottenuto mediante *Laser Powder Bed Fusion* (LPBF), *Binder Jetting* (BJ) e *Material Extrusion* (MEX).

La Laser Powder Bed Fusion (LPBF) rappresenta la tecnologia additiva più matura e diffusa in ambito industriale per materiali metallici. Il processo si basa sulla fusione selettiva di strati di polvere metallica mediante un fascio laser ad alta densità di potenza, all'interno di una camera in atmosfera inerte e controllata. Consente di ottenere componenti a basso indice di porosità (<0,5%) con proprietà meccaniche comparabili o superiori ai materiali lavorati per via convenzionale. Tra i principali vantaggi si annoverano l'elevata precisione dimensionale, la possibilità di realizzare geometrie complesse e di produrre leghe innovative dal punto di vista composizionale e quasi completamente esenti da alliganti indesiderati. Gli svantaggi includono costi elevati delle polveri, limitata produttività e necessità di supporti e trattamenti termici post-processo. È oggi ampiamente utilizzata nei settori aerospaziale, medicale e racing, con prospettive di automatizzazione e incremento della produttività per impieghi più estesi. Dal punto di vista della resistenza alla corrosione considerando l'ambiente aerato 0,6 M NaCl, la LPBF mostra una buona resistenza alla corrosione localizzata [5, 6]. Alcuni studi riportano inoltre che la resistenza sia persino migliore rispetto al 316L realizzato convenzionalmente [7]. In ogni caso, i meccanismi di corrosione della LPBF sono dettati da aspetti microstrutturali. Infatti, il rapido processo di solidificazione induce una microstruttura unica, con presenza di melt-pool, grani epitassiali e una distribuzione non omogenea degli elementi in lega che, per esempio, può modificare il film di passività. Inoltre, la presenza di stress residui sembra avere un effetto benefico sull'aumento del potenziale di pitting, ma rende più difficile la ripassivazione del materiale. Invece, le ipotesi sull'effetto della struttura e della dimensione dei grani restano senza conclusione [8]. In aggiunta, sono stati presi in considerazione fattori macroscopici quali la porosità e la rugosità superficiale, senza tuttavia chiarire del tutto il loro impatto. In ogni caso, sembra che entrambe queste caratteristiche possano influire negativamente sulla resistenza a corrosione localizzata [8].

La tecnologia Binder Jetting (BJ) prevede la deposizione selettiva di un legante su un letto di polvere metallica, senza apporto di calore durante la fase di stampa. Il pezzo ottenuto ("green part") viene successivamente sottoposto a debinding, per eliminare la parte polimerica, e sinterizzazione per raggiungere le proprietà meccaniche richieste. Il processo consente velocità di produzione molto superiori alla LPBF e l'assenza di tensioni residue, ma genera componenti con porosità maggiore e isotropia inferiore, richiedendo un'attenta gestione delle fasi di debinding e sinterizzazione. È una tecnologia promettente per la produzione di serie medio-alte di componenti strutturali e utensili, con un forte potenziale di industrializzazione in ambiti automotive e macchine utensili. Solo alcuni potenziali fattori di corrosione sono stati analizzati per i materiali prodotti con la tecnica BJ, rendendo necessaria un'attenta fase di ricerca per colmare l'incompletezza delle informazioni [9]. A questo riguardo, le porosità sembrano avere un ruolo chiave come sito di nucleazione favorevole, benché ancora indefinito. Analogamente, resta incerto l'impatto della presenza di inclusioni [10].

La tecnologia Material Extrusion (MEX) per metalli, evoluzione della *Fused Filament Fabrication* (FFF), impiega filamenti e/o granulato caricati a polvere metallica o paste composte da polveri metalliche e legante polimerico, estruse e successivamente sottoposte a debinding e sinterizzazione. Pur offrendo costi ridotti e semplicità di processo, presenta limitazioni in termini di accuratezza e porosità finale, rendendola più adatta a prototipi funzionali e piccole serie. Tuttavia, i recenti sviluppi nei materiali feed-

stock e nella gestione del sintering ne stanno ampliando l'applicazione in ambiti produttivi decentralizzati e per la manifattura on-demand. Lo studio del comportamento a corrosione della tecnica MEX si è finora focalizzato principalmente sia su alcuni aspetti microstrutturali, per esempio la morfologia dei grani e la presenza di fasi secondarie [11], sia soprattutto sui fattori macroscopici come la presenza di macroporosità e l'impatto della rugosità superficiale [9, 11, 12], lasciando comunque aperto il campo di ricerca legato a questa tecnologia.

Nel complesso, queste tecnologie definiscono un panorama complementare: la LPBF per componenti ad alte prestazioni e possibili materiali *taylor made*, la BJ per la produzione su scala industriale e la MEX come soluzione economica e flessibile per la produzione distribuita.

I campioni ottenuti con le tecniche additive sono stati confrontati con la medesima lega realizzata con processi convenzionali per deformazione plastica attraverso laminazione a caldo e a freddo, utilizzate come riferimento. Dal punto di vista dello studio del comportamento a corrosione, obiettivo di questo lavoro, è stata riscontrata una maggiore conoscenza sul comportamento della tecnica LPBF, al contrario per le tecniche BJ e MEX per le quali è necessaria un'approfondita ricerca.

METODOLOGIA SPERIMENTALE

Le prove sono state eseguite su provini di AISI 316L, la cui composizione e PREN sono indicati nella tabella 1, mettendo a confronto i dati ottenuti da analisi al quantometro rispetto alla composizione nominale da normativa UNI EN 10088. Le composizioni di tutte le tecnologie analizzate rientrano nella specifica fornita dalla normativa di riferimento, a meno del tenore di carbonio per la tecnologia BJ, il cui valore risulta eccedente, questo nonostante il tenore di carbonio dichiarato per le polveri di partenza risulti inferiore al valore limite di riferimento.

Tab.1 - Composizione e PREN dei campioni / *Specimens composition and PREN.*

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	S	P	**PREN**
AISI 316L (UNI EN 10088)	<0,03	<1	<2	16-18	2-3	10-14	<0,03	<0,045	**23-29**
BJ	0,053	0,7	0,8	16,37	2,14	10,8	0,004	0,025	**23,4**
LPBF	0,031	0,8	1,5	17,25	2,46	13,1	0,006	0,014	**25,4**
MEX	0,02	0,5	1,0	16,12	2,16	10,4	0,003	0,023	**23,2**
SM	0,033	0,4	1,0	16,57	1,99	10,3	0,0002	0,03	**23,1**
HR	0,017	0,6	1,6	16,6	2,00	10,1	0,028	0,026	**23,2**
CR	0,028	0,4	1,6	16,31	1,96	10	0,029	0,036	**22,8**

I provini cilindrici ottenuti tramite tecnologie tradizionali (altezza 2-5 mm) sono stati ricavati da una barra di diametro 40 mm trafilata a caldo (*Hot Rolled* - HR), da una barra di diametro 16 mm trafilata a freddo (*Cold Rolled* - CR) e da un laminato (*Sheet Metal* - SM). I provini delle tecniche additive sono stati stampati in monete di 5 mm di altezza e 15 mm di diametro. Sono stati levigati con carte abrasive in SiC a granulometria decrescente fino a 4000 grit e successivamente con pasta abrasiva di granulometria 1 μm.

La caratterizzazione elettrochimica è stata effettuata tramite prove di polarizzazione potenziodinamica ciclica per la determinazione del potenziale di breakdown e prove di critical pitting temperature. Le prove di polarizzazione potenziodinamica ciclica sono state svolte in singolo mentre le prove di critical pitting temperature sono state condotte in doppio. Le prove di polarizzazione potenziodinamica ciclica sono state eseguite secondo la normativa ASTM G61, in soluzione di NaCl 0.6M, deaerata e termostatata a 25 ± 1 °C; il potenziale di corrosione libera è stato monitorato per 3600 s, fino al raggiungimento di un valore stabile, di seguito è stata eseguita una scansione di potenziale di 10 mV/min, da -20 mV vs E_{corr} fino a 1200 mV vs SCE o fino al superamento di 5 mA/cm^2 di corrente anodica, quindi la scansione del potenziale è stata invertita fino alla ripassivazione del campione. Tale normativa considera lo svolgimento di una polarizzazione potenziodinamica ciclica al fine di determinare la suscettibilità alla corrosione localizzata (morfologia di corrosione pitting o

crevice); inoltre un indice della suscettibilità all'innesco di un fenomeno di corrosione localizzata, in questo test, è da intendersi come il potenziale al quale si assiste un rapido incremento della corrente anodica. Ancorchè i risultati della prova possono essere condizionati dall'innesco dei ben noti fenomeni di corrosione per crevice sotto la guarnizione, nel presente lavoro le prove di polarizzazione ciclica sono da intendersi interpretate come indice di suscettibilità relativa all'innesco della corrosione localizzata. Il potenziale a cui fa riferimento la normativa è indicato come potenziale di break-down, ed è stato calcolato dalle curve di polarizzazione come potenziale al quale si registra un aumento della densità di corrente anodica oltre 10 μA/cm², il potenziale di ripassivazione è stato calcolato come il potenziale nel quale la curva di ritorno intercetta la zona di passività. Come densità di corrente nel tratto passivo è stato considerato il valore corrispondente al potenziale di 0 mV vs SCE. La considerazione sul potenziale di breakdown ha come scopo principale quello di qualificare il materiale in funzione della tecnica produttiva e mostrare l'effetto che questa ha sul comportamento a corrosione. Le prove di CPT sono state eseguite secondo la normativa ASTM G150 in soluzione aerata di NaCl 1M, e in soluzione con minore concentrazione di cloruri (NaCl 0.01M), sempre aerata, al fine di discriminare meglio l'effetto della tecnologia produttiva in un ambiente meno aggressivo rispetto a quello previsto dalla normativa. Le prove sono state eseguite dopo aver raggiunto un valore stabile del potenziale di corrosione libera, monitorato per 600 s alla temperatura costante di 0°C. I campioni sono stati quindi polarizzati potenziostaticamente a +800 mV vs SCE, misurando la densità di corrente circolante. Il campione è riscaldato con una velocità pari a 1°C/minuto. La temperatura critica di pitting viene individuata come il valore al quale la densità di corrente supera i 100 μA/cm² senza avere abbassamenti per almeno 60 secondi.
Al termine delle prove tutti i provini sono stati osservati al microscopio ottico per la determinazione delle zone di attacco.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Le curve di polarizzazione presentano degli andamenti differenti: per i campioni SM e LPBF si osserva un tratto passivo ben delineato fino al potenziale di breakdown (figura 1 e figura 3), l'innesco della corrosione localizzata è confermata dall'ampio ciclo di isteresi della curva una volta invertita la scansione del potenziale; un comportamento analogo è osservato anche per i campioni CR e HR, ma con potenziali più bassi. MEX e BJ mostrano delle curve con un tratto passivo meno marcato, con numerosi picchi di correnti riconducibili alla rottura e ripassivazione del metallo. Per questi provini, il potenziale è di poco superiore o coincidente con il potenziale di corrosione, indice di una maggiore suscettibilità all'innesco della corrosione localizzata.

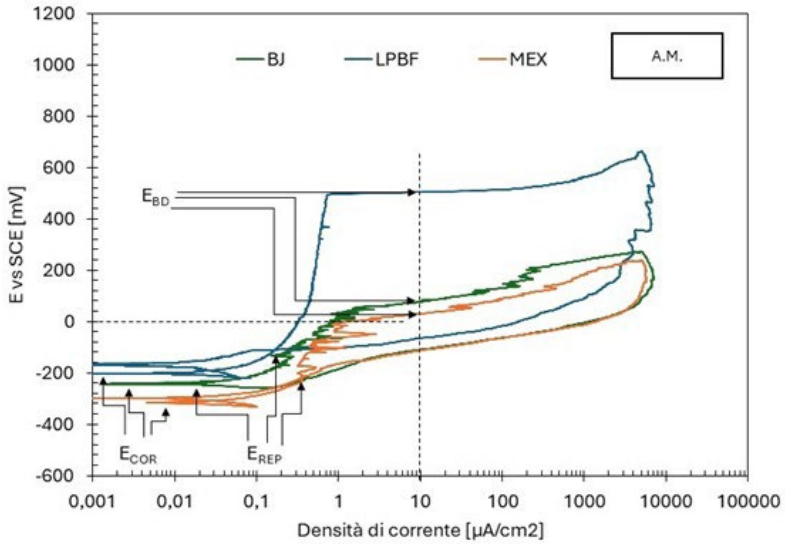


Fig.1 - Curve di polarizzazione potenziodinamica tecniche additive / *Potentiodynamic polarization curves of additive techniques.*

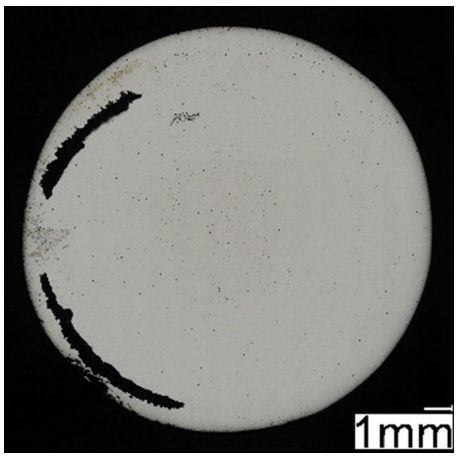


Fig.2 - Campione LPBF post prova di polarizzazione potenziodinamica / *LPBF specimen after potentiodynamic polarization test.*

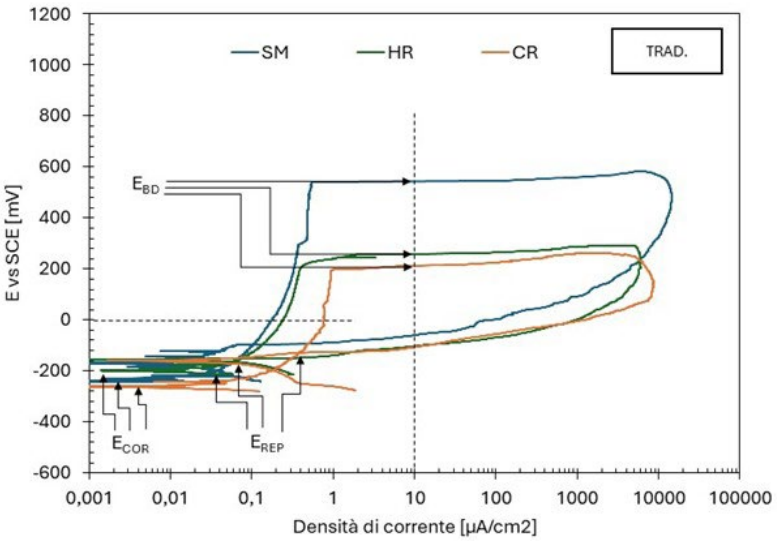


Fig.3 - Curve di polarizzazione potenziodinamica tecniche tradizionali / *Potentiodynamic polarization curves of traditional techniques.*

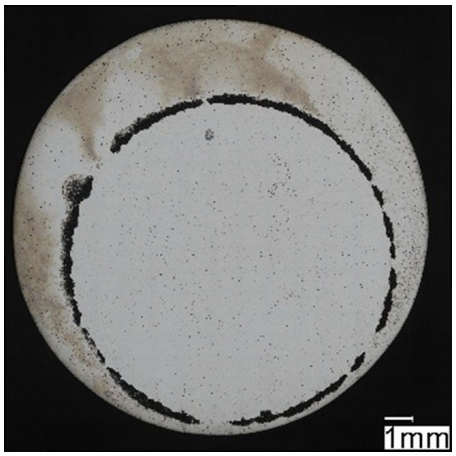


Fig.4 - Campione HR post prova di polarizzazione potenziodinamica / *HR specimen after potentiodynamic polarization test.*

La tabella 2 riassume i risultati delle prove potenziodinamiche cicliche. I potenziali di corrosione libera e di break-down sono riassunti nel grafico in figura 5 in funzione del PREN della lega.

I potenziali di corrosione (triangoli blu nel grafico) risultano compresi tra -200 e -300 mV vs SCE per tutti i provini, a indicare per tutti il mantenimento delle condizioni di passività durante il periodo di stabilizzazione prima dell'inizio della scansione di potenziale. Viceversa, i potenziali di break-down (quadrati rossi nel grafico) sono compresi in un intervallo di oltre 450 mV, a indicare delle significative differenze di comportamento tra un provino e l'altro. Tali differenze non sembrano correlate con il valore del PREN. Infatti, il provino LPBF e il tradizionale laminato a caldo (SM) hanno valori molto elevati, pari a 503 e 543 mV vs SCE rispettivamente, i provini provenienti dalle barre trafilate a caldo (HR) e a freddo (CR) hanno valori poco superiori a 200 mV vs SCE (258 e 212 mV vs SCE rispettivamente) mentre i provini BJ e MEX danno dei potenziali di break-down molto bassi, rispettivamente di 76 e 29 mV vs SCE. Questi valori sono naturalmente indicativi poiché ottenuti da prove in singolo e considerando la ben nota natura statistica del pitting [13, 14]. Tutti i provini osservati al termine della prova di polarizzazione ciclica, indipendentemente dalla tecnologia produttiva, hanno mostrato corrosione localizzata per crevice nella zona della guarnizione (figura 2 e 4) che risulta enfatizzata dalla forte acidificazione anodica prodotta durante la prova stessa. I potenziali di ripassivazione sono notevolmente inferiori rispetto ai potenziali di break-down, indicando un intervallo di passività perfetta molto ridotto, pari a pochi millivolt per leghe prodotte con tecnologie additive e da 50 a 100 mV per le leghe prodotte con tecnologie tradizionali, indicando per le prima una maggiore difficoltà nel ripristinare il film passivo.

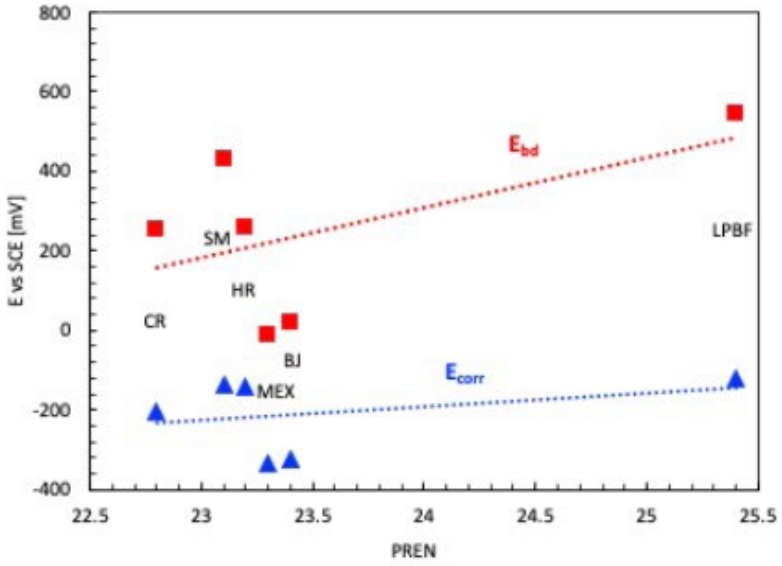


Fig.5 - Potenziali di breakdown, Potenziali di ripassivazione, Potenziali di corrosione libera / *Breakdown potential, Repassivation potential, Corrosion potential.*

Anche la densità di corrente nel tratto di passività (i_{tp}) varia di un ordine di grandezza tra un provino e l'altro, facendo registrare i valori inferiori per i provini caratterizzati da potenziali di break down più elevati, e alte densità di corrente per i provini BJ e, soprattutto, MEX.

Tab.2 - Potenziale di break-down, Potenziale di ripassivazione, Potenziale di corrosione libera, Densità di corrente nel tratto di passività / *Break-down potential, Repassivation potential, Corrosion potential, Current density in passivity region.*

TECNOLOGIA PRODUTTIVA		E_{COR} VS SCE [mV]	E_{BD} VS SCE [mV]	E_{REP} VS SCE [mV]	i_{tp} [μA/cm²]
A.M.	BJ	-248	76	-243	0.9
	LPBF	-201	503	-111	0.3
	MEX	-290	29	-219	1.2
TRAD.	SM	-222	543	-101	0.2
	HR	-218	258	-166	0.2
	CR	-274	212	-125	0.8

La resistenza alla corrosione localizzata è stata valutata anche attraverso la determinazione della temperatura critica di pitting (CPT). Prima dell'inizio di queste prove, il potenziale di corrosione libera è stato monitorato fino alla stabilizzazione del valore, alla temperatura costante di 0°C. Come atteso, per tutti i provini si osserva la diminuzione del potenziale di corrosione al crescere del tenore di cloruri in soluzione (figura 6); alla concentrazione di cloruri più bassa tutti i provini hanno valori di potenziale di corrosione simili, con l'eccezione del provino MEX, nettamente meno nobile.

Aumentando la concentrazione di cloruri a 1M (come previsto dalla normativa ASTM G-150) i provini LPBF, HR e SM mantengono potenziali di corrosione inferiori di circa

50 mV rispetto alla soluzione più diluita, mentre gli altri provini subiscono una netta snobilitazione (tabella 3). Inoltre, i provini MEX e BJ mostrano delle ampie oscillazioni del potenziale di corrosione, indice di instabilità del film passivo. La successiva polarizzazione al potenziale di +800 mV vs SCE, come previsto dalla normativa ASTM G-150, porta all'innesco immediato della corrosione localizzata per i provini CR, HR, MEX e BJ, per i quali la temperatura critica di pitting (CPT) risulta inferiore a 0°C. Un comportamento nettamente migliore è fatto registrare dai provini LPBF e SM (tabella 3 e figura 7). I valori di CPT dei provini SM e LPBF sono in accordo con i dati riportati da [15].

Le condizioni di prova della normativa ASTM G-150 sono molto severe; Nakhaie et al. [15] suggeriscono di abbassare il potenziale applicato ai provini, poiché anche a potenziali inferiori si ha una frequenza di formazione di pit metastabili sufficientemente elevata da rendere statisticamente valido il test. Secondo gli stessi autori, infatti, il valore di CPT non dipende dall'innesco del pit, ma dall'attivazione del pit dalla condizione di metastabilità. Altri autori affermano invece che la CPT dipende sia dall'innesco sia dalla transizione, con il primo meccanismo prevalente nel caso di bassa concentrazione di cloruri [16, 17, 18]. Per cercare di discriminare meglio tra i provini prodotti con le diverse tecnologie, le prove CPT sono state ripetute in soluzione a minor concentrazione di cloruri.

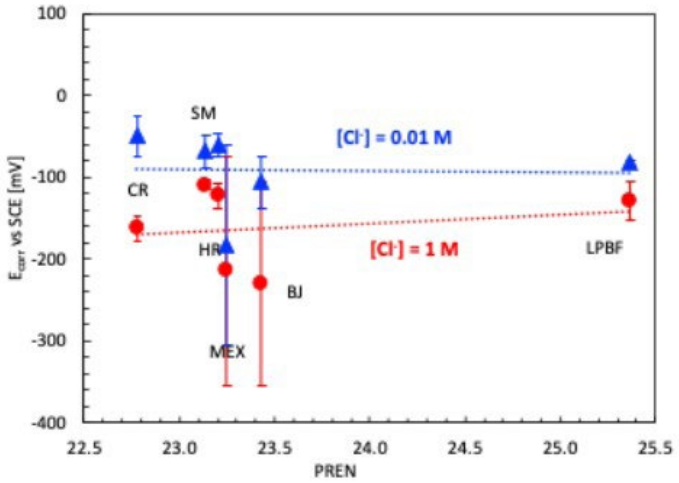


Fig.6 - Potenziale di corrosione prove CPT NaCl 1M e NaCl 0.01M / *Corrosion potential in NaCl 1M and NaCl 0.01M solution at T 0°C.*

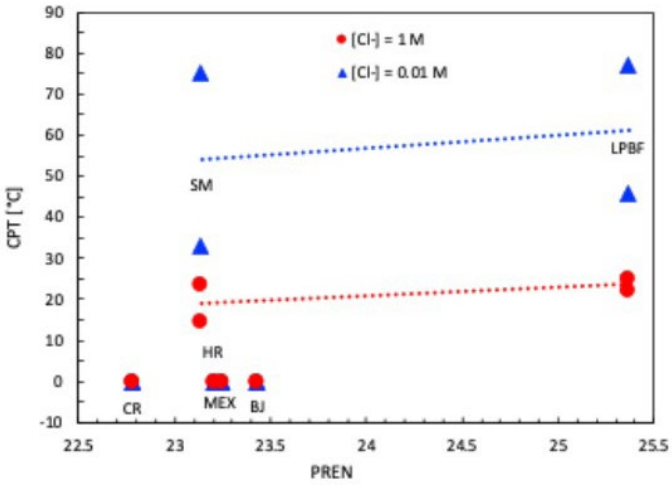


Fig.7 - CPT in soluzione di NaCl 1M e NaCl 0.01M / *CPT in NaCl 1M and NaCl 0.01M solution.*

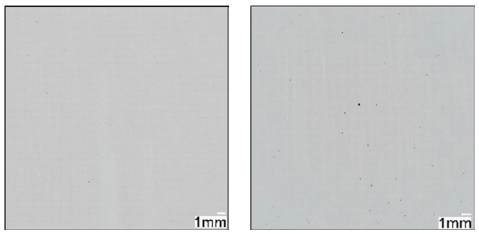


Fig.8 - Campione SM pre e post prova CPT 1M NaCl / *SM specimen before & after 1M NaCl CPT test.*

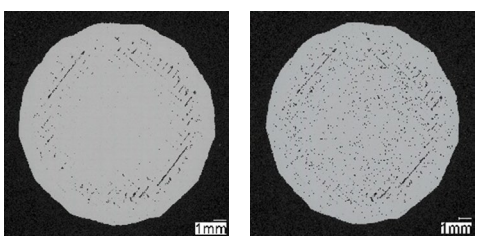


Fig.9 -Campione MEX pre e post prova CPT 1M NaCl / *MEX specimen before & after 1M NaCl CPT test.*

La diminuzione di concentrazione di NaCl a 0.01M porta al raggiungimento di temperature CPT più elevate per i provini LPBF e SM, anche se ne aumenta ulteriormente la variabilità, mentre i campioni HR, CR, MEX e BJ confermano i risultati ottenuti alla concentrazione 1M, con CPT inferiori a 0°C. Nel caso delle prove di CPT la morfologia di corrosione è da considerarsi in ogni caso di pitting sulla superficie esposta e non al di sotto della guarnizione come nel caso delle prove di polarizzazione potenziodinamica, in quanto è stato impiegato un setup di prova con una cella a flusso aperto, come suggerito nella normativa di riferimento ASTM G150, con lo scopo di eliminare il crevice nella zona di tenuta della guarnizione.

Vengono riportati in figura 8 e 9 due campioni a titolo rappresentativo della morfologia di corrosione, verificatasi anche nel caso delle altre tecnologie.

I valori di CPT sono, analogamente ai potenziali di break-down, poco influenzati dal valore di PREN nell'intervallo di composizione delle leghe oggetto di questa sperimentazione. Infatti, nel caso dei provini SM, nonostante il PREN sia simile a quelli HR e inferiore ai BJ, si sono osservate delle temperature critiche di pitting più elevate, paragonabile a quelle ottenute per LPBF, che però presenta un PREN superiore di due punti.

Fig.3 - Comparison of training loss profiles vs. iteration number for the baseline (left) and the optimised model (right), trained on combined training and validation data.

TECNOLOGIA PRODUTTIVA		E_{COR} VS SCE [mV] – 1M	E_{COR} VS SCE [mV] – 0.01M	CPT [°C] – 1M Min/Max	CPT [°C] – 0.01M Min/Max
A.M.	BJ	-230	-106	< 0°C	< 0°C
	LPBF	-130	-82	22,3 / 24,8	45,6 / 77
	MEX	-215	-183	0,00 / 0,00	< 0°C
TRAD.	SM	-109	-69	14,6 / 23,4	32,8 / 75,3
	HR	-123	-60	< 0°C	< 0°C
	CR	-162	-50	< 0°C	< 0°C

I risultati delle prove di polarizzazione potenziodinamica in soluzione di NaCl deaerata e le prove CPT sono pertanto concordi nell'evidenziare il peggior comportamento nei confronti della corrosione localizzata dei provini ottenuti con le tecnologie BJ e MEX, malgrado i valori PREN molto simili. È quindi necessario un ulteriore approfondimento sperimentale, per valutare l'effetto della macrostruttura con porosità elevata e della microstruttura a grano grosso, oltre alla presenza di seconde fasi e inclusioni affioranti. In aggiunta si sottolinea come la morfologia della porosità della tecnologia MEX, continua e strutturata, direttamente correlata al processo produttivo del materiale stesso, risulti diversa rispetto a quella isolata e discontinua della tecnologia BJ, influenzando quindi la morfologia di corrosione. Questo condiziona inevitabilmente i risultati ottenuti, rendendo l'interpretazione degli stessi più complessa rispetto a quanto possibile concludere per le leghe tradizionali di riferimento.

Al contrario, i provini realizzati tramite LPBF, grazie al PREN maggiore, alla macrostruttura con ridotta porosità e alla microstruttura a grano più fine con assenza di seconde fasi e inclusioni, hanno un comportamento a corrosione localizzata migliore di CR e HR, e confrontabile con il prodotto laminato SM.

I comportamenti osservati sulla lega 316L ottenuta mediante diverse tecnologie di additive manufacturing hanno confermato l'esigenza di definire e sviluppare protocolli idonei per la qualificazione a corrosione delle leghe ottenute con queste tecnologie, molto diverse l'una dall'altra, che tengano conto della specificità del processo produttivo e dei trattamenti di post processo specifici per le leghe stesse. In aggiunta, riveste particolare importanza lo sviluppo di trat-

tamenti superficiali idonei per la mitigazione di fenomeni di corrosione localizzata che si possono innescare a causa delle porosità affioranti che, specialmente per le tecnologie MEX e BJ, sono da considerare come difetti endogeni del materiale e fisiologici per il processo specifico.

CONCLUSIONI

Sono state condotte prove sperimentali sulla lega inossidabile AISI 316L, ottenuta mediante diverse tecnologie di additive manufacturing, al fine di evidenziare l'effetto sul comportamento a corrosione localizzata. I risultati delle prove confermano che:

- la lega inossidabile AISI 316L ottenuta mediante LPBF possiede una resistenza alla corrosione localizzata equivalente o perfino superiore a quella delle leghe tradizionali.
- Le tecnologie MEX e BJ mostrano una resistenza alla corrosione localizzata inferiore rispetto a SM e LPBF. Per queste tecnologie (MEX e BJ) è necessario valutare la messa a punto di trattamenti di post processo idonei per la mitigazione di fenomeni di corrosione localizzata ascrivibili alle specificità del processo produttivo stesso (network poroso, porosità isolate affioranti, seconde fasi).
- Si ribadisce l'esigenza di mettere a punto protocolli idonei per la qualificazione a corrosione delle leghe ottenute per additive manufacturing che tengano conto della specificità del processo produttivo e dei trattamenti di post processo specifici per le leghe stesse.

BIBLIOGRAFIA

[1] A. Vafadar, F. Guzzomi, A. Rassau, K. Hayward, «Advances in Metal Additive Manufacturing: A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges», Appl. Sci., vol. 11, fasc. 3, p. 1213, 2021, doi: 10.3390/app11031213.

[2] T. M. Tavares, G. M. D. Ganga, M. Godinho Filho, V. P. Rodrigues, «The benefits and barriers of additive manufacturing for circular economy: A framework proposal», Sustain. Prod. Consum., vol. 37, pp. 369–388, mag. 2023, doi: 10.1016/j.spc.2023.03.006.

[3] A. Sola, A. Nouri, «Microstructural porosity in additive manufacturing: The formation and detection of pores in metal parts fabricated by powder bed fusion», J. Adv. Manuf. Process., 2019, doi: 10.1002/amp2.10021.

[4] M. Ziaee, N. B. Crane, «Binder jetting: A review of process, materials, and methods», Addit. Manuf., vol. 28, pp. 781–801, ago. 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.05.031.

[5] K. Sangoi, M. Nadimi, J. Song, Y. Fu, «Heat Treatment Effect on the Corrosion Resistance of 316L Stainless Steel Produced by Laser Powder Bed Fusion», Metals, vol. 15, fasc. 1, p. 41, gen. 2025, doi: 10.3390/met15010041.

[6] V. Salarvand et al., «Microstructure and corrosion evaluation of as-built and heat-treated 316L stainless steel manufactured by laser powder bed fusion», J. Mater. Res. Technol., vol. 18, pp. 4104–4113, mag. 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.03.156.

[7] J. I. Ahuir-Torres et al., «A Study of the Corrosion Resistance of 316L Stainless Steel Manufactured by Powder Bed Laser Additive Manufacturing», Appl. Sci., vol. 14, fasc. 17, p. 7471, gen. 2024, doi: 10.3390/app14177471.

[8] T. Voisin et al., «Pitting Corrosion in 316L Stainless Steel Fabricated by Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing: A Review and Perspective», JOM, vol. 74, fasc. 4, pp. 1668–1689, apr. 2022, doi: 10.1007/s11837-022-05206-2.

[9] S. Mirzababaei, S. Pasebani, «A Review on Binder Jet Additive Manufacturing of 316L Stainless Steel», J. Manuf. Mater. Process, 2019, 3, 82. https://doi.org/10.3390/jmmp3030082.

[10] P. Kaae, E. Eikeland, «Corrosion Performance of Additively Manufactured Stainless Steel by Binder Jetting», IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng., vol. 1249, p. 012051, lug. 2022, doi: 10.1088/1757-899X/1249/1/012051.

[11] R. Santamaria, K. Wang, M. Salasi, M. Iannuzzi, M. Y. Mendoza, M. Z. Quadir, «Stress Corrosion Cracking of 316L Stainless Steel Additively Manufactured with Sinter-Based Material Extrusion», Materials, vol. 16, fasc. 11, p. 4006, gen. 2023, doi: 10.3390/ma16114006.

[12] S. Lorenzi, G. D'Urso, L. Nani, M. Quarto, S. Fest-Santini, T. Pastore, «Effect of the deposition strategy and endogenous defect pattern on the plastic deformability and the fracture mechanism of 316L stainless steel obtained using material extrusion», Eng. Fail. Anal., vol. 171, p. 109395, apr. 2025, doi: 10.1016/j.engfailanal.2025.109395.

[13] A. Racot, I. Aubert, M. Touzet, S. Thiebaut, M. Demesy, «Statistical analysis of the pitting corrosion induced by potentiostatic pulse tests of wrought and SLM 316L stainless steels», Corros. Sci., vol. 197, p. 110036, apr. 2022, doi: 10.1016/j.corsci.2021.110036.

[14] L. B. Coelho et al., «Estimating pitting descriptors of 316 L stainless steel by machine learning and statistical analysis», Npj Mater. Degrad., vol. 7, fasc. 1, p. 82, ott. 2023, doi: 10.1038/s41529-023-00403-z.

[15] D. Nakhaie, A. Imani, M. Autret, R. F. Schaller, E. Asselin, «Critical pitting temperature of selective laser melted 316L stainless steel: A mechanistic approach», Corros. Sci., vol. 185, p. 109302, giu. 2021, doi: 10.1016/j.corsci.2021.109302.
[16] T. Li, J. R. Scully, G. S. Frankel, «Localized Corrosion: Passive Film Breakdown vs Pit Growth Stability: Part V. Validation of a New Framework for Pit Growth Stability Using One-Dimensional Artificial Pit Electrodes», J. Electrochem. Soc., vol. 166, fasc. 11, p. C3341, giu. 2019, doi: 10.1149/2.0431911jes.
[17] J. S. Noh, N. J. Laycock, W. Gao, D. B. Wells, «Effects of nitric acid passivation on the pitting resistance of 316 stainless steel», Corros. Sci., vol. 42, fasc. 12, pp. 2069–2084, dic. 2000, doi: 10.1016/S0010-938X(00)00052-4.
[18] Y. Hou, Y. Nakamori, K. Kadoi, H. Inoue, H. Baba, «Initiation mechanism of pitting corrosion in weld heat affected zone of duplex stainless steel», Corros. Sci., vol. 201, p. 110278, giu. 2022, doi: 10.1016/j.corsci.2022.110278.

Study of the corrosion behavior of AISI 316L stainless steel produced using different additive manufacturing technologies

The aim of the present work is to evaluate the localized corrosion behaviour of an AISI 316L stainless steel alloy produced using different additive manufacturing technologies, comparing it with products manufactured through conventional way. Potentiodynamic polarization and critical pitting temperature (CPT) tests were carried out. The results of the potentiodynamic polarization tests showed differences in breakdown potentials between materials produced with additive technologies and those produced by traditional methods. The CPT tests yielded results consistent with those observed in the potentiodynamic tests. The results of CPT tests are in agreement with the potentiodynamic tests, confirming that the pitting corrosion behaviour is strictly dependent upon the additive manufacturing technologies. The article stresses once more the importance of defining suitable protocols for the corrosion qualification of alloys obtained by additive manufacturing that take into account the specificity of the production process and the treatments performed on the alloys themselves.

KEYWORDS: 316; ADDITIVE MANUFACTURING; PITTING; CREVICE; CORROSION;