

CARATTERIZZAZIONE A FATICA AD ALTISSIMO NUMERO DI CICLI DI UN ACCIAIO AISI H13 AD
ELEVATO GRADO DI PUREZZA

Original

CARATTERIZZAZIONE A FATICA AD ALTISSIMO NUMERO DI CICLI DI UN ACCIAIO AISI H13 AD ELEVATO GRADO DI PUREZZA / Tridello, Andrea; Paolino, Davide Salvatore; Chiandussi, Giorgio; Rossetto, Massimo. - ELETTRONICO. - (2015). ((Intervento presentato al convegno 44° Convegno AIAS tenutosi a Messina nel 2-5 Settembre 2015.

Availability:

This version is available at: 11583/2656706 since: 2016-11-21T11:12:26Z

Publisher:

AIAS (Associazione Italiana per l'Analisi delle Sollecitazioni)

Published

DOI:

Terms of use:

openAccess

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)

CARATTERIZZAZIONE A FATICA AD ALTISSIMO NUMERO DI CICLI DI UN ACCIAIO AISI H13 AD ELEVATO GRADO DI PUREZZA

A. Tridello^a, D. S. Paolino^a, G. Chiandussi^a, M. Rossetto^a

*Politecnico di Torino - Dipartimento di Ingegneria Meccanica ed Aerospaziale,
Corso Duca degli Abruzzi 24, 10129 Torino, e-mail: andrea.tridello@polito.it,
davide.paolino@polito.it, giorgio.chiandussi@polito.it, massimo.rossetto@polito.it*

Sommario

Recenti risultati sperimentali su acciai alto-resistenziali hanno evidenziato la possibilità di cedimento a fatica con tensioni applicate inferiori al limite di fatica convenzionale (fatica ad altissimo numero di cicli o VHCF) e nucleazione di cricche da difetti presenti all'interno del materiale. Il comportamento a fatica ad altissimo numero di cicli di un materiale è pertanto significativamente influenzato dalla dimensione e dalla densità dei difetti o inclusioni presenti al suo interno. L'articolo presenta i risultati sperimentali di prove VHCF condotte su un acciaio ad alta resistenza (Örvar Supreme) caratterizzato da un elevato grado di purezza. L'analisi sperimentale è stata condotta mediante prove ad ultrasuoni di trazione-compressione ($R = -1$). I risultati sperimentali hanno dimostrato che, sebbene caratterizzato da un elevato grado di purezza, l'acciaio analizzato evidenzia rotture ad altissimo numero di cicli con nucleazione della cricca da inclusioni presenti all'interno del materiale.

Abstract

Experimental results recently obtained by testing high-strength steels at a very high number of cycles showed that failures could occur at stress amplitudes below the conventional fatigue limit with nucleation of cracks from defects or inclusions inside the material. Therefore, the size and density of inclusions or defects significantly affect the VHCF behavior of materials. The article presents the experimental results of VHCF tests carried out on a high-strength steel (Örvar Supreme) characterized by a high level of purity. Fully reversed tension-compression fatigue tests were performed by using the ultrasonic testing machine developed at Politecnico di Torino. The experimental results showed that, even if characterized by a high level of purity, the tested steel could fail at a very high number of cycles with nucleation of the fatigue cracks from inclusions found inside the material.

Parole chiave: fatica ad altissimo numero di cicli (VHCF); fatica gigaciclica; fatica a ultrasuoni; macchina di prova ultrasuoni; acciaio ad alta resistenza; inclusioni; nucleazione interna.

1. INTRODUZIONE

Lo studio del comportamento a fatica ad altissimo numero di cicli (VHCF) ha recentemente assunto particolare importanza. La possibilità che acciai ad alta resistenza possano cedere a fatica benché soggetti a tensioni applicate inferiori al limite di fatica convenzionale [1,2] e l'incremento di durata richiesto ai componenti utilizzati in diverse applicazioni ingegneristiche (aerospazio, automobile, ferroviario e produzione di energia) ha reso necessario un approfondimento della risposta dei materiali metallici soggetti a sollecitazioni di fatica ad altissimo numero di cicli.

Le prove sperimentali comunemente condotte utilizzando macchine di prova ad ultrasuoni (frequenza di carico pari a 20 kHz) hanno mostrato che, a seconda della tensione applicata [1-4], coesistono due modalità di nucleazione della cricca da cui ha origine la frattura. In particolare, si ha cedimento per

nucleazione superficiale di cricche nel caso di tensioni applicate superiori al limite di fatica convenzionale (fatica ad alto numero di cicli o HCF), mentre si ha cedimento per nucleazione di cricche da difetti o inclusioni presenti all'interno del materiale nel caso di tensioni applicate inferiori al limite di fatica convenzionale (VHCF). Il comportamento a fatica ad altissimo numero di cicli dei materiali risulta pertanto significativamente influenzato dalla dimensione caratteristica delle inclusioni/difetti e dalla loro densità all'interno del materiale [5-7].

Nel presente articolo vengono mostrati i risultati dello studio sperimentale del comportamento a fatica ad altissimo numero di cicli di un acciaio commerciale (Örvar Supreme) caratterizzato da un elevato grado di purezza. Prove di fatica a trazione-comprensione a tensione media nulla sono state condotte utilizzando un prototipo di macchina di prova ad ultrasuoni sviluppato al Politecnico di Torino [8]. Le prove sono state effettuate su provini Gaussiani [9] recentemente progettati al Politecnico di Torino per tenere in considerazione l'effetto della dimensione del provino (effetto scala) sulla resistenza a fatica ad altissimo numero di cicli [9-13]. Le superfici di frattura sono state osservate al microscopio ottico e al microscopio elettronico a scansione (SEM) per valutare l'origine della frattura. I risultati sperimentali hanno confermato che, sebbene caratterizzato da un elevato grado di purezza e da una popolazione di difetti e inclusioni di dimensione limitata (inferiore a $29 \mu\text{m}$), i cedimenti ad altissimo numero di cicli per nucleazione di cricche a partire da inclusioni presenti all'interno del materiale sono comunque possibili. La valutazione sperimentale del comportamento a fatica ad altissimo numero di cicli è pertanto di fondamentale importanza al fine di evitare cedimenti imprevisti con tensioni applicate inferiori al limite di fatica convenzionale e di garantire una sicura ed affidabile progettazione anche per acciai ad elevato grado di purezza.

2. ACCIAIO AISI H13: CARATTERISTICHE

Le proprietà dell'acciaio da utensili utilizzato per le prove sperimentali (acciaio commerciale Örvar Supreme, acciaio H13 secondo la classificazione AISI, acciaio EN 40CrMOV5-1 secondo la classificazione UNI EN ISO 4957) sono riportate in Tabella 1.

Tabella 1: Acciaio AISI H13: composizione chimica.

Composizione %	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
	0.39	1.0	0.4	5.3	1.3	0.9

Il materiale di partenza utilizzato per la produzione dei provini è stato ottenuto per colata secondo procedura convenzionale ed è stato sottoposto ad un processo di rifusione sotto scoria (Electro Slag Remelting ESR). La rifusione sotto scoria permette il controllo del processo di solidificazione e la riduzione della dimensione e della quantità di difetti ed impurità presenti all'interno del materiale.

I provini di tipo Gaussiano (Figura 1) utilizzati per le prove sperimentali sono stati progettati secondo la procedura descritta in [9] e sono caratterizzati da un volume di rischio (volume di materiale soggetto ad una tensione superiore al 90% della tensione massima [9-13]) pari a 2300 mm^3 e da un fattore di concentrazione delle tensioni K_t pari a 1.08.

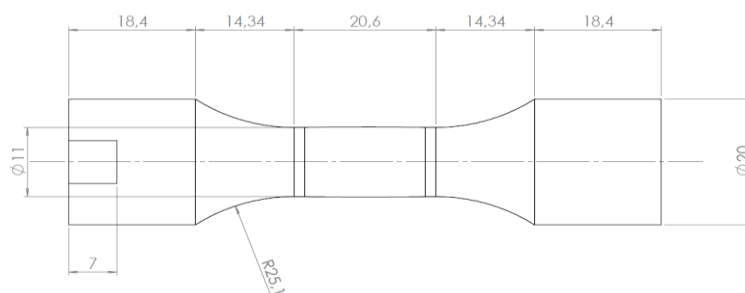


Figura 1: Geometria del provino Gaussiano utilizzato per le prove sperimentali.

I provini sono stati realizzati tramite lavorazione meccanica per asportazione di truciolo a partire da barre a sezione rettangolare di dimensioni 254x127x115 mm e sono stati successivamente sottoposti a trattamento termico in modo tale da ottenere una microstruttura martensitica rinvenuta. Il trattamento termico ha previsto un pre-riscaldamento a 750° C, l'austenizzazione a 1030 °C e tre cicli di rinvenimento: il primo a 520 °C, il secondo e il terzo a 540 °C. La tensione di snervamento e la durezza Vickers del materiale determinate sperimentalmente al termine del trattamento termico sono pari rispettivamente a 2000 MPa e 560 HV.

La superficie di ogni provino è stata infine lucidata utilizzando carta abrasiva di grana crescente (da #200 a #1200) in modo tale da evitare fratture dovute a nucleazione superficiale di cricche e da favorire la nucleazione di cricche a partire da difetti presenti all'interno del materiale.

3. PROCEDURA SPERIMENTALE

I provini Gaussiani sono stati sottoposti a prove di trazione-compressione a tensione media nulla utilizzando la macchina di prova ad ultrasuoni sviluppata al Politecnico di Torino [8]. Le prove di fatica a tensione costante sono state eseguite fino a rottura del provino o a 10^{10} cicli (runout).

Prima delle prove sperimentali, si è eseguita un'accurata calibrazione estensimetrica per correlare gli spostamenti misurati sulla superficie libera e la deformazione nel tratto Gaussiano del provino. Durante le prove sperimentali, la tensione applicata nel tratto Gaussiano del provino è stata monitorata e mantenuta costante attraverso un controllo retroazionato basato sugli spostamenti misurati sulla superficie libera del provino con un sensore a triangolazione laser.

Il surriscaldamento dei provini dovuto all'isteresi del materiale è stato mantenuto sotto controllo mediante l'utilizzo di un sistema di raffreddamento ad aria compressa (tubi vortex). La temperatura dei provini è stata mantenuta al di sotto di un valore limite superiore pari a 50° C. Durante ogni prova, la temperatura è stata misurata direttamente sulla superficie dei provini utilizzando un sensore ad infrarossi. La prova si interrompe nel caso in cui la temperatura superi il valore limite superiore impostato e riprende automaticamente non appena la temperatura del provino scende al di sotto di un valore limite inferiore, generalmente scelto pari a 30° C. L'interruzione e la ripresa delle prove è gestita automaticamente dal sistema di controllo della macchina di prova.

4. RISULTATI SPERIMENTALI

Le prove sperimentali sono state eseguite applicando carichi compresi tra 570 MPa e 800 MPa. Durante le prove, condotte per un numero di cicli compreso tra $8,98 \times 10^5$ e $2,70 \times 10^9$, 13 provini su 14 hanno subito cedimento. Un provino non ha subito cedimento al raggiungimento di 10^{10} cicli (runout).

Le superfici di frattura sono state osservate al microscopio elettronico a scansione per determinare l'origine della cricca di fatica che ha portato a cedimento. 12 provini su 13 hanno subito cedimento per nucleazione di cricca a partire da difetti presenti all'interno del materiale: in particolare, per tensioni comprese tra 570 MPa a 760 MPa le rotture hanno avuto origine da inclusioni non metalliche (ossidi complessi di alluminio e calcio). Un solo caso di cedimento per nucleazione superficiale di cricca si è verificato con tensione applicata pari a 800 MPa e cedimento a $8,98 \times 10^5$.

Nell'analisi sono state considerate solo le rotture per nucleazione interna di cricche a partire da inclusioni. In Figura 2 è riportata una tipica superficie di frattura caratterizzata da cedimento a partire da un'inclusione non metallica presente nel materiale.

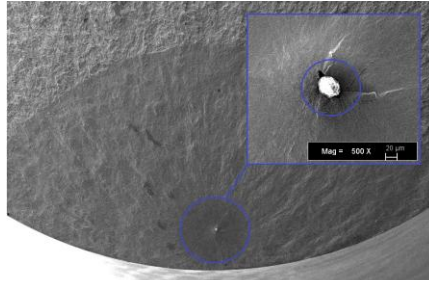


Figura 2: Superficie di frattura osservata al SEM: cricca di fatica originata da un'inclusione non metallica presente all'interno del materiale.

4.1. Curve S-N

In Figura 3 è riportata la distribuzione delle inclusioni da cui ha avuto origine la frattura: le rotture sono distribuite casualmente all'interno del volume di rischio e pertanto confermano l'uniformità della tensione applicata nel tratto Gaussiano del provino.

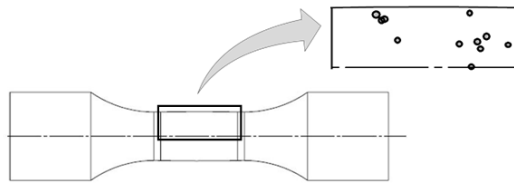


Figura 3: Distribuzione delle rotture all'interno del volume di rischio.

Le curve S-N sono state ricavate considerando il modello statistico proposto in [14,15]. In particolare, si è considerato il caso “una modalità di guasto senza limite di fatica”, poiché solo le rotture per nucleazione interna sono state prese in considerazione. In tale modello, la vita a fatica (definita come il logaritmo del numero di cicli a rottura) è descritta da una variabile casuale che segue una distribuzione di tipo Normale, con media linearmente decrescente in funzione della tensione applicata e deviazione standard costante. I parametri della distribuzione (media e deviazione standard) sono stati stimati attraverso il Principio della Massima Verosimiglianza.

In Figura 4 sono riportate le curve S-N al 10%, al 50% e al 90% di probabilità di sopravvivenza, stimate a partire dai dati sperimentali.

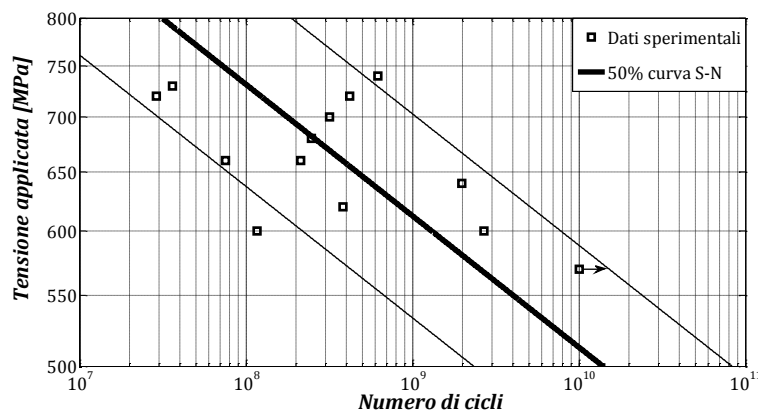


Figura 4: Curve S-N al 10%, 50% e al 90% di probabilità di sopravvivenza.

A seguito della distribuzione statistica della dimensione massima dei difetti [16], i dati sperimentali presentano una dispersione elevata e, pertanto, un ampio intervallo di fiducia stimato.

Ulteriori prove di fatica sono in corso per meglio valutare la dispersione dei risultati sperimentali e ottenere un maggior numero di rotture per nucleazione interna ad un numero di cicli superiore a 10^9 .

4.2. Stima del limite di fatica

La superficie di frattura di ogni provino è stata osservata al microscopio ottico e al microscopio elettronico per analizzare il difetto da cui è propagata la cricca di fatica. Tutte le superfici di frattura presentano una morfologia di tipo “fish-eye” [5-7], con un’area di colore scuro, se osservata al microscopio ottico, nell’intorno dell’inclusione iniziale. Tale area è stata definita da Murakami “Optically Dark Area” (ODA) [5,6]. In Figura 5 è mostrata una superficie di frattura osservata al microscopio ottico e un ingrandimento in corrispondenza della fish-eye e dell’ODA.

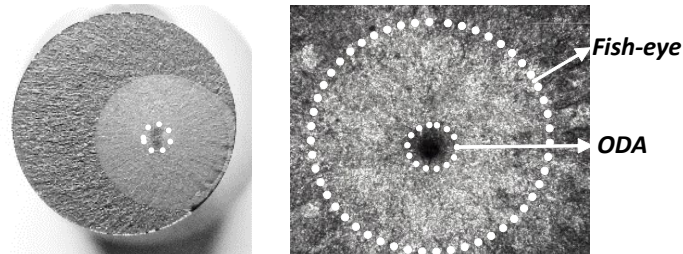


Figura 5: Superfici di frattura osservate al microscopio ottico: (a) frattura per nucleazione interna; (b) Fish-eye e Optically Dark Area (ODA).

Il limite di fatica (σ_w , valore di tensione a cui la cricca non propaga nonostante la presenza di un difetto [5-7]) è stato determinato utilizzando il modello proposto da Murakami [5-7] secondo il quale, in caso di nucleazione di cricche a partire da difetti presenti all’interno del materiale, il limite di fatica è funzione della durezza Vickers del materiale (HV) e della radice della proiezione dell’area del difetto (\sqrt{area}) da cui si ha propagazione della cricca ($\sigma_w = 1.56 \cdot (HV + 120) / (\sqrt{area})^6$). In presenza dell’ODA [5,6], il termine *area* corrisponde alla superficie della proiezione dell’area delimitata dall’inclusione iniziale e dall’ODA ($area = area_{INC+ODA}$) poiché la cricca inizia a propagare secondo meccanismi classici di propagazione a partire dal bordo esterno dell’ODA e non dall’inclusione stessa [5,6].

L’intervallo di fiducia al 95% del limite di fatica stimato a partire dal valore di $area_{INC+ODA}$ misurato su ogni superficie di frattura è pari a [521; 544] MPa. Il valore medio del limite di fatica è pari a 532 MPa. Nessuna frattura ha avuto origine con tensione applicata inferiore al limite di fatica stimato (unico runout a 570 MPa), confermando pertanto la validità della stima del limite di fatica ottenuta secondo il modello di Murakami.

4.3. Distribuzione dei valori estremi

Le rotture ad altissimo numero di cicli hanno origine a partire dall’inclusione di dimensione maggiore presente nel volume di rischio: nell’intorno dell’inclusione si ha la formazione dell’ODA, con conseguente propagazione della cricca di fatica sino alla rottura finale. Di conseguenza, la distribuzione delle inclusioni all’interno del volume di rischio considerato e, in particolare, la distribuzione dell’inclusione di dimensione maggiore (inclusione massima) presente all’interno del volume di rischio influenzano significativamente la resistenza a fatica ad altissimo numero di cicli [5-7,17].

La distribuzione dell’inclusione massima ($\sqrt{area_{INC}}$) presente all’interno del volume di rischio considerato è stata determinata seguendo la procedura descritta in [5,7,17]. Sono state considerate le inclusioni all’origine del cedimento dei provini Gaussiani sottoposti a prove di fatica. Il provino runout è stato sottoposto ad ulteriori cicli di carico ad un livello di tensione maggiore per favorire la frattura per nucleazione interna e determinare la massima inclusione presente. Secondo [5,7,17], la massima inclusione all’interno del volume di materiale considerato segue una distribuzione LEVD di tipo I (distribuzione di Gumbel dei valori estremi).

Il Gumbel plot in Figura 6 mostra i dati sperimentali e la distribuzione dell’inclusione massima, determinata a partire dai dati sperimentali secondo la statistica dei valori estremi. I parametri della distribuzione sono stati stimati applicando il Principio della Massima Verosimiglianza.

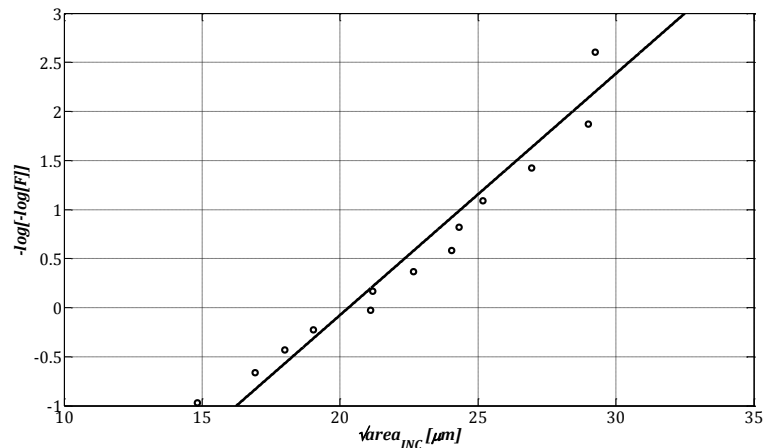


Figura 6: Gumbel plot che mostra la stima della distribuzione delle inclusioni massime ottenuta a partire dai dati sperimentali.

Tutte le rotture hanno avuto origine da inclusioni caratterizzate da una dimensione caratteristica $\sqrt{area_{INC}}$ minore di $29 \mu m$. Lo stesso materiale, senza essere sottoposto a processo ESR, è caratterizzato da una popolazione di inclusioni di dimensione significativamente maggiore con inclusioni massime di dimensione superiore a $50 \mu m$ [18]. Tuttavia, nonostante il processo ESR permetta di ottenere un elevato grado di purezza ed, in particolare, di ridurre significativamente la dimensione delle inclusioni presenti, cedimenti per nucleazione interna di cricche con tensioni limitate e ad altissimo numero di cicli sono possibili. Infatti, come mostrato dai risultati sperimentali, anche un'inclusione caratterizzata da una dimensione caratteristica inferiore a $15 \mu m$ può portare alla formazione di ODA con conseguente propagazione di cricca e rottura finale.

5. CONCLUSIONI

Nell'articolo sono stati riportati i risultati dello studio sperimentale condotto per determinare il comportamento a fatica ad altissimo numero di cicli (VHCF) di un acciaio ad alta resistenza (Örvar Supreme) caratterizzato da un elevato grado di purezza. Prove di trazione-compressione a tensione media nulla sono state eseguite su provini Gaussiani con un'attrezzatura di prova ad ultrasuoni sviluppata al Politecnico di Torino. Le superfici di frattura sono state osservate al microscopio ottico e al microscopio elettronico a scansione per analizzare l'origine della cricca di fatica.

I risultati sperimentali hanno mostrato che l'acciaio sottoposto a prove di fatica, sebbene caratterizzato da un elevato grado di purezza, evidenzia rotture ad altissimo numero di cicli con nucleazione di cricche di fatica a partire da inclusioni presenti all'interno del materiale. L'analisi delle inclusioni da cui è nucleata la cricca di fatica ha inoltre confermato come le rotture ad altissimo numero di cicli siano possibili anche nel caso di inclusioni di dimensioni ridotte (inferiori a $15 \mu m$).

Pertanto, anche nel caso di acciai ad alta resistenza caratterizzati da un elevato grado di purezza, è necessaria un'accurata valutazione sperimentale del comportamento a fatica ad altissimo numero di cicli per evitare rotture impreviste con tensioni applicate limitate e significativamente inferiori al limite di fatica convenzionale.

RINGRAZIAMENTI

Gli autori desiderano ringraziare il gruppo di ricerca del Prof. D. Firrao per il supporto nella scelta del materiale e nella definizione del trattamento termico.

BIBLIOGRAFIA

- [1] C. Bathias, P.C. Paris, *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*, ed. CRC Press, 2005.
- [2] C. Bathias, “There is no infinite fatigue life in metallic materials”, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 22, 559-565 (1999).
- [3] S.E. Stanzl-Tschegg, “Fatigue Crack Initiation, Propagation and Failure at Very-High Numbers of Cycle”, Giornata di studio IGF, Torino (2008).
- [4] S.E. Stanzl-Tschegg, “Very high cycle fatigue measuring techniques”, *Int. J. Fatigue*, 60, 2–14 (2014).
- [5] Y. Murakami, *Metal Fatigue: Effects Of Small Defects And Nonmetallic Inclusions*. Elsevier, 2002.
- [6] Y. Murakami, N. N. Yokoyama, J. Nagata, “Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime”, *Fract. Eng. Mater. Struct.*, 25 735-746 (2002).
- [7] Y. Murakami, S. Beretta, “Small Defects and Inhomogeneities in Fatigue Strength: Experiments, Models and Statistical Implications”, *Extremes*, 2:2, 123-147 (1999).
- [8] D.S. Paolino, M. Rossetto, G. Chiandussi, A. Tridello, “Sviluppo di una macchina a ultrasuoni per prove di fatica gigaciclica”, Atti del 41th Convegno AIAS, Vicenza, (2012).
- [9] D.S. Paolino, A. Tridello, G. Chiandussi, M. Rossetto, “On specimen design for size effect evaluation in ultrasonic gigacycle fatigue testing”, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 5, 570-579 (2014).
- [10] A. Tridello, D.S. Paolino, G. Chiandussi, M. Rossetto, “Provini di fatica per la valutazione dell'effetto scala in campo gigaciclico”, Atti del 42th Convegno AIAS, Salerno, (2013).
- [11] Y. Furuya, Specimen size effects on gigacycle fatigue properties of high-strength steel under ultrasonic fatigue testing, *Scripta Materialia*, 58, 1014–1017 (2008).
- [12] Y. Furuya, Size effects in gigacycle fatigue of high-strength steel under ultrasonic fatigue testing, *Procedia Engineering*, 2, 485–490 (2010).
- [13] Y. Furuya, Notable size effects on very high cycle fatigue properties of high strength steel, *Material Science and Engineering*, A 528, 5234–5240 (2011).
- [14] D.S. Paolino, G. Chiandussi, M. Rossetto, “A unified statistical model for S-N fatigue curves: probabilistic definition” *Fatigue Fract Eng Mater*, 36,187-201 (2013).
- [15] D.S. Paolino, G. Chiandussi, M. Rossetto, “Modelli probabilistici per curve S-N in regime gigaciclico” Atti del 41th Convegno AIAS, Vicenza, (2012).
- [16] B. Pyttel, I. Brunner, D. Schwerdt, C. Berger, “Influence of defects on fatigue strength and failure mechanisms in the VHCF-region for quenched and tempered steel and nodular cast iron”, *Int. J. Fatigue*, 41, 107–118 (2012).
- [17] S. Beretta, Y. Murakami, “Statistical analysis of defects for fatigue strength prediction and quality control of materials” *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 21, 1049-1065 (1998).
- [18] A. Tridello, D.S. Paolino, G. Chiandussi, M. Rossetto, “Different inclusion contents in H13 steel: Effects on VHCF response of Gaussian specimens” *Key engineering material*, In press.