

Ghisa sferoidale: diagnosi frattografica di superfici gravemente compromesse da ossidazione superficiale

P. Iulita

Le diagnosi di rotture di particolari in ghisa possono essere gravemente compromesse a causa della spiccata attitudine di questo materiale ad ossidarsi, in quanto la morfologia della frattura – una volta ricoperta dai prodotti di ossidazione – non risulta più interpretabile all’esame strumentale e particolarmente al microscopio elettronico a scansione (SEM). A volte l’esperienza dell’esperto frattografo supplisce a questa mancanza ma, anche nella migliore delle ipotesi, l’assenza di dati oggettivi invalida i risultati delle analisi che – ad esempio – non possono essere utilizzati come prove nei casi legali. In campo automobilistico il problema è di vasta portata in quanto dal momento della rottura del componente a quello della sua osservazione intercorrono tempi molto lunghi e la superficie fratturata subisce quasi sempre notevoli danneggiamenti da ossidazione. Scopo del presente lavoro è quello di studiare una metodologia interpretativa alternativa in grado di discriminare con certezza la tipologia della rottura.

Parole chiave: ghisa, frattura, ossidazione, microscopia elettronica

APPROCCIO ANALITICO

Dopo una prima pulizia in ultrasuoni con appropriato solvente (etere di petrolio o acetone) l’aspetto macroscopico della superficie di rottura è spesso in grado – nonostante l’eventuale presenza di ossidazione - di permettere realistiche ipotesi circa la posizione dell’innesco e le modalità di propagazione della rottura (fatica / schianto).

Non sempre tuttavia l’analisi macroscopica riesce in questo intento, in ogni caso la certezza della diagnosi deriva quasi sempre dall’analisi microscopica al SEM, che è quella più pesantemente compromessa dal processo di ossidazione.

Nei casi nei quali il danneggiamento da ossido non è in fase troppo avanzata (il giudizio può essere effettuato con un’osservazione preliminare al SEM) l’esperienza suggerisce di metallizzare il campione (l’ossido non conduce elettricamente) e ricercare quei punti della superficie meno danneggiati. Spesso da questi frammenti di superficie è possibile risalire alla modalità di frattura ed alla posizione approssimativa dell’innesco.

Quando invece lo strato di ossido ricopre completamente e pesantemente la superficie rotta, la sua presenza non permette di osservare la morfologia sottostante e rende impossibile l’interpretazione micromorfologica diretta al SEM.

Un esempio è riportato nelle Figg. 1 e 2: la superficie in esame risulta inosservabile in quanto occultata dai prodotti di ossidazione.

In questi casi può essere utile immergere il campione in citrato di ammonio, composto in grado di sgretolare selettivamente l’ossido senza danneggiare apprezzabilmente il metallo base. All’esame visivo questo trattamento rende la superficie brillante come se il componente fosse appena rotto. Ma le cose non stanno così, almeno a livello microscopico. Se non è correttamente gestito (e soprattutto filtrato da una buona dose di esperienza) il processo interpretativo può portare a conclusioni completamente errate.

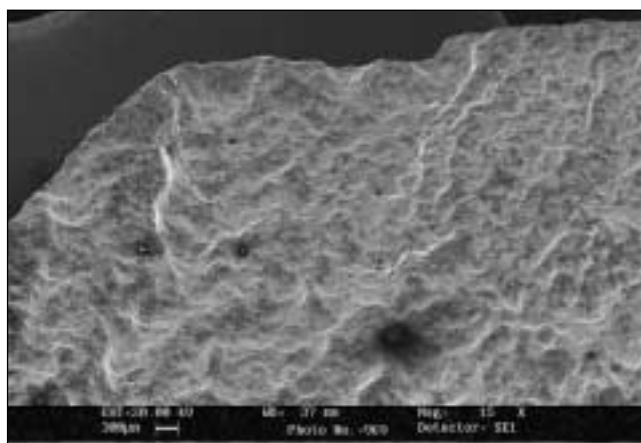


Fig. 1 – Aspetto macro della zona di innesco: superficie completamente ossidata.

Fig. 1 – Origin region at low magnification: the surface is completely oxidized.

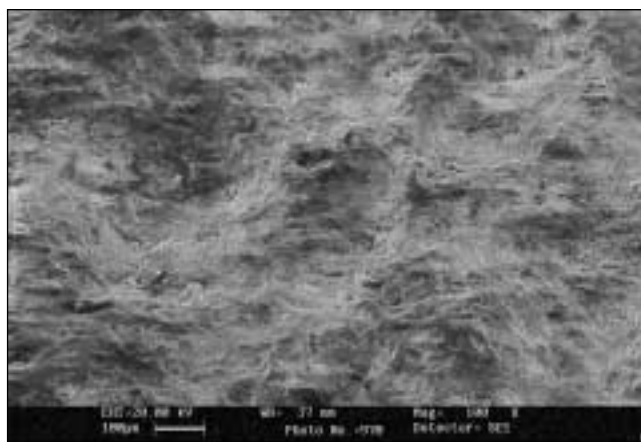


Fig. 2 – La presenza di ossido impedisce categoricamente di evidenziare la morfologia di frattura.

Fig. 2 – The presence of oxide prevents from pointing out the fracture morphology.

Piero Iulita

Fiat Auto S.p.A. – P&PE – E.M.M. – Ingegneria dei Materiali

Memoria presentata al 50 Congresso Multinazionale di Microscopia Elettronica, Lecce, 20-25 sett. 2001

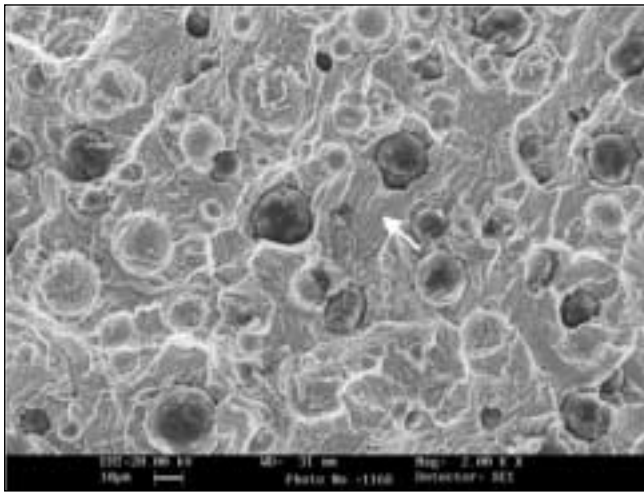


Fig. 3 – Rottura per fatica. Presenza delle tipiche striature (freccia); gli sferoidi sono ben inglobati nella matrice ferritica.

Fig. 3 – Fatigue rupture. Presence of the typical striations (see the arrow); the spheroids are well incorporated into the ferritic matrix.

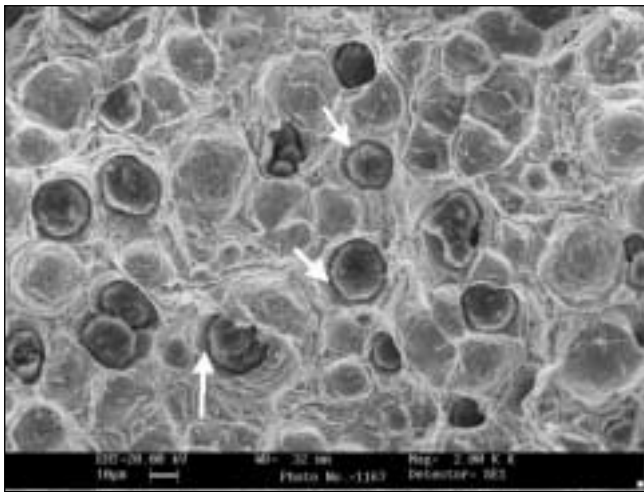


Fig. 4 – Rottura di schianto: presenza di duttilità; gli sferoidi non sono ben inglobati nella matrice metallica (si notino le scollature all'interfaccia tra le due fasi, in corrispondenza delle frecce).

Fig. 4 – Catastrophic rupture: presence of ductility; the spheroids are not well incorporated into the metallic matrix (note the separation at the interface of the two phases, in correspondence of the arrows).

Lo scopo della presente sperimentazione è quello di ripercorrere questo processo in modo tale da ridurre al minimo ogni dubbio nell'interpretazione delle morfologie di frattura delle ghise sferoidali dopo alterazione ossidativa e da consentire una documentazione con valore di prova oggettiva.

MORFOLOGIE TIPICHE DELLA ROTTURA DELLE GHISE SFEROIDALI

Fatica

Generalmente essa si presenta macroscopicamente piana e spesso segnata da linee circolari perpendicolari alla direzione di propagazione della frattura (beach marks o linee di arresto). Tali tracce segnano i cambiamenti di regime del carico alternato applicato oppure un suo momentaneo arresto. Dal punto di vista microscopico la superficie di rottura evidenzia le tipiche striature di fatica (corrispondenti ad ogni singolo ciclo/avanzamento della cricca).

Inoltre, quando la cricca incontra gli sferoidi di grafite essa

procede all'interfaccia con la matrice localmente ferritica e aggira gli sferoidi stessi. Poiché l'aggiramento inizia solo una volta raggiunta l'interfaccia dei noduli grafitici, essi appaiono generalmente ben compattati all'interno della matrice, senza sensibili distacchi tra sferoidi e materiale base (Fig. 3). A volte sono visibili microcricche secondarie, ovviamente orientate parallelamente alle striature di fatica.

Infine occorre ricordare che la propagazione per fatica, muovendosi su piani poco perturbati, mette a nudo - per unità di superficie rotta - un numero di sferoidi inferiore rispetto allo stesso materiale rotto di schianto.

Schianto

Macroscopicamente la rottura di schianto si presenta generalmente più perturbata di quella di fatica e spesso evidenzia rilievi lineari paralleli alla direzione di propagazione. Ciò si verifica perché l'energia di rottura viene limitata dal percorso alternativo che richiede la minore energia di avanzamento della cricca. Questo percorso non è quasi mai rettilineo ma è tale da congiungere nel suo cammino il maggior numero possibile di discontinuità del materiale (porosità, inclusioni dure, difetti in genere o - come nel caso discusso - gli sferoidi di grafite). Ciò giustifica l'elevata popolazione di noduli grafitici riscontrabile microscopicamente.

L'aspetto generale e più evidente di una rottura di schianto è comunque la presenza di dimples, ovvero di morfologie simili a porosità duttili generate da coalescenza di microvuoti attorno a difetti o microinclusioni. I bordi dei dimples sono l'ultima porzione di materiale a cedere dopo un sensibile allungamento localizzato del materiale. Il cedimento duttile è particolarmente evidente nella fase ferritica che aggira gli sferoidi, per cui questi ultimi si presentano contornati da solchi stirati e non appaiono ben inglobati nella matrice metallica (Fig. 4).

La rottura duttile avviene dunque essenzialmente nella fase ferritica, mentre i grani perlitici - più duri e resistenti - cedono frequentemente con distacco fragile per scorrimento catastrofico lungo piani di massima densità atomica (piani di clivaggio). Queste sacche fragili sono quasi sempre presenti nella fase di rottura di schianto, mentre - al contrario - sono difficilmente osservabili in una rottura di fatica (salvo in alcuni casi di fatica oligociclica).

SPERIMENTAZIONE E ANALISI DEI RISULTATI

Quando una superficie metallica viene ossidata, essa subisce un attacco chimico che dissolve più o meno profondamente la superficie stessa. In Fig. 5 è evidenziata la struttura di una ghisa 60-38-10 tal quale attaccata con Nital. La stessa ghisa è stata trattata in cella umido-statica (40 °C, umidità rel. 100%) per 2 ore, dopo questo processo di ossidazione accelerata il provino è stato lavato con acqua ed asciugato con carta assorbente. L'analisi microscopica di questo campione (Fig. 6) mette in luce il danneggiamento ossidativo subito che non è uniforme ma selettivo: le zone nelle quali si verifica la maggiore aggressione sono quelle ferritiche disposte al contorno degli sferoidi, essendo molto più reattive rispetto ai carburi di ferro. Un attento esame rivela che anche le lamelle ferritiche della fase perlitica hanno subito una aggressione. Dal punto di vista micrografico l'aggressione dell'ossido evidenzia la struttura metallografica come il classico attacco acido con Nital, a conferma della selettività dell'attacco operato.

Questa evidenza sperimentale combacia con l'aspettativa teorica in campo frattografico: un campione fortemente ossidato e successivamente ripulito dall'ossido non è più in grado di mostrare la sua morfologia originaria, bensì solo le impronte devastanti dell'attacco chimico subito.

In Fig. 7 è evidenziata la macromorfologia della superficie

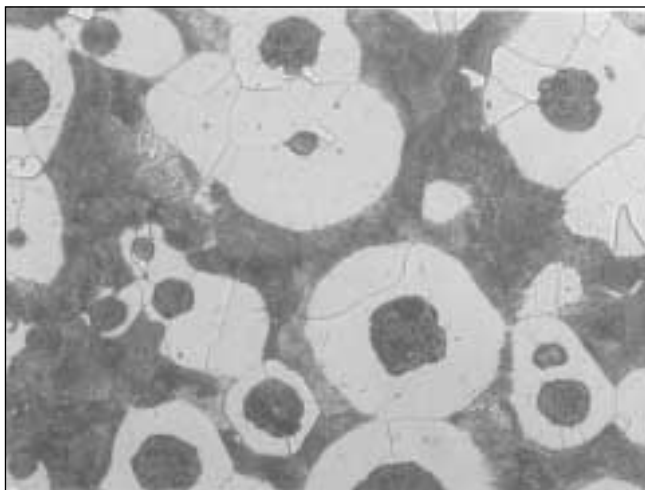


Fig. 5 – Struttura di una ghisa 60-38-10 attaccata con Nital (X 500).

Fig. 5 – Structure of a 60-38-10 cast iron, etched with Nital (X 500).

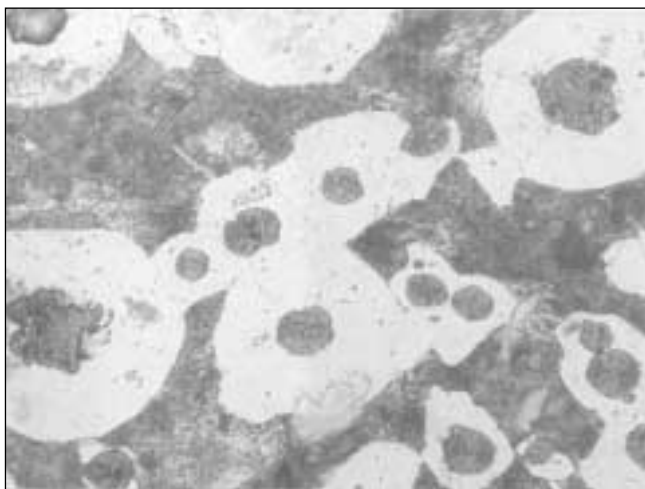


Fig. 6 – Provino lucidato di ghisa 60-38-10 (senza attacco con Nital) dopo ossidazione in cella umido-statica per 2 ore. L'aggressione ossidante mette in risalto la struttura.

Fig. 6 – Polished specimen of 60-38-10 cast iron (without etching with Nital), after oxidation in humidity chamber for 2 hours. The oxidizing aggression emphasizes the structure.

di rottura di un montante per mozzo ruota in ghisa 60-38-10, dopo un pesante processo ossidativo. Si notano due zone distinte: la prima – più scura – dalla parte dell'innesco e la seconda sul lato opposto. Dal punto di vista macroscopico la superficie in oggetto offre tutti gli indizi per individuare nel cedimento strutturale una tipica rottura per fatica.

Tuttavia a livello microscopico il responso sembra essere assai diverso.

La Fig. 8 è stata realizzata in una zona prossima all'innesco, mentre la Fig. 9 appartiene alla zona terminale della rottura. Come si può constatare, entrambe le morfologie sono di tipo duttile, non si nota traccia di striature di fatica, gli sferoidi sono più o meno scollati dalla matrice metallica in entrambe le zone.

La concomitanza di tutti questi particolari porterebbe a concludere che la rottura del componente sia avvenuta inequivocabilmente di schianto per sovraccarico.

L'avanzato stato di degrado superficiale consiglia tuttavia un atteggiamento più prudente al tecnico accorto: una appropriata sperimentazione ed una attentissima lettura della superficie di rottura permettono di cogliere quegli indizi che consentono una diagnosi corretta e veritiera dell'accaduto.



Fig. 7 – Macromorfologia della superficie di rottura fortemente ossidata del montante mozzo ruota. Si nota una zona scura verso l'innesco (freccia) e una chiara nella regione opposta.

Fig. 7 – Macro morphology at low magnification of the strongly oxidized rupture surface of the suspension pillar. It is possible to note a dark zone toward the origin of the rupture (see the arrow) and a bright one in the opposite region.

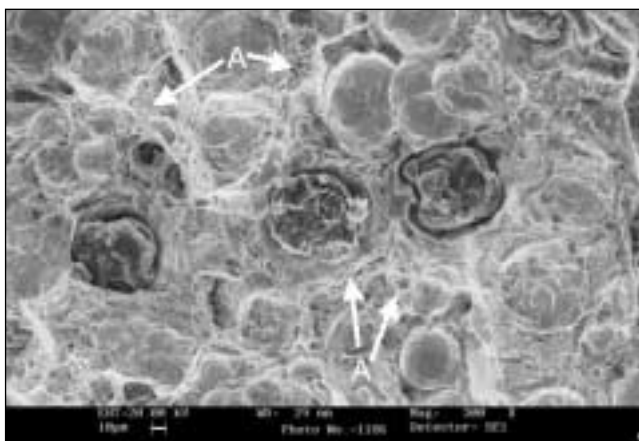


Fig. 8 – Aspetto morfologico in prossimità dell'innesco (zona scura in Fig. 7). Rottura apparentemente di tipo duttile (schianto). Assenza di striature, sferoidi in parte scollati, presenza di morfologie simili a dimples (A).

Fig. 8 – Morphological appearance near the origin (dark region in Fig. 7) The rupture appears to be ductile (catastrophic fracture). Fatigue striations are absent, the spheroids are only slightly bonded to the matrix, and dimples-like morphologies are present (A).

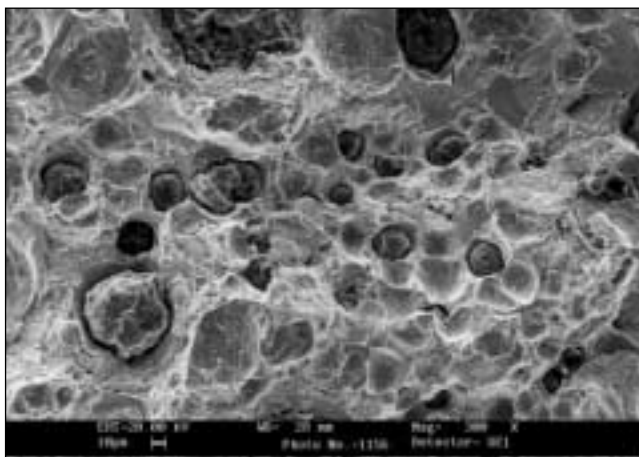


Fig. 9 – Aspetto morfologico della zona distante dall'innesco (zona chiara in Fig. 7). Rottura apparentemente di tipo duttile (schianto).

Fig. 9 – Morphological appearance of the region far from the origin (bright zone in Fig. 7). The rupture appears to be ductile (catastrophic fracture).

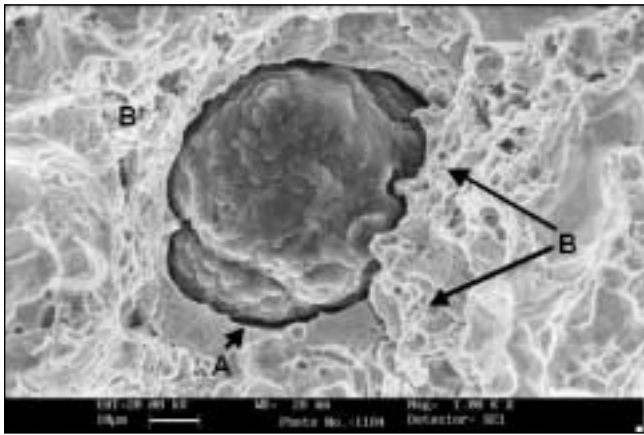


Fig. 10 – Zona affaticata: aggressione dell'ossido all'interfaccia sferoide/ferrite. Il solco copia geometricamente lo sferoide (A). Presenza di strutture apparentemente molto simili a microdeformazioni plastiche (B).

Fig. 10 – Fatigue fracture region: aggression of the oxide at the spheroid/ferrite interface. The interface opening around the spheroid follows geometrically its shape (A). Presence of structures apparently very similar to plastic microdeformations (B).

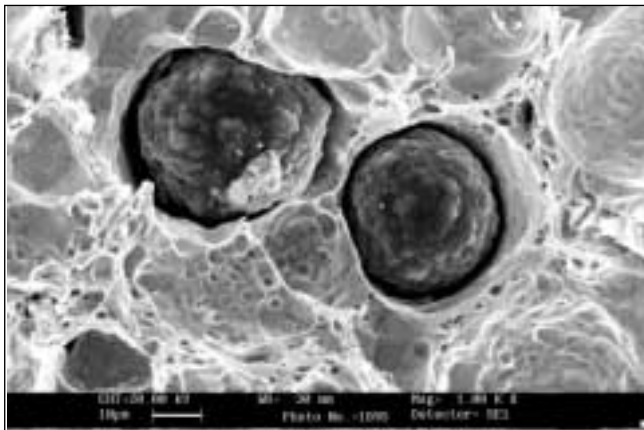


Fig. 11 – Zona schiantata: l'aggressione dell'ossido e del disossidante non hanno alterato eccessivamente il tipico andamento allargato dei solchi all'interfaccia sferoide/ferrite.

Fig. 11 – Region of catastrophic fracture: the aggression of the oxide and of the deoxidizing hasn't changed too much the typical enlarged course of the openings at the spheroid/ferrite interface.

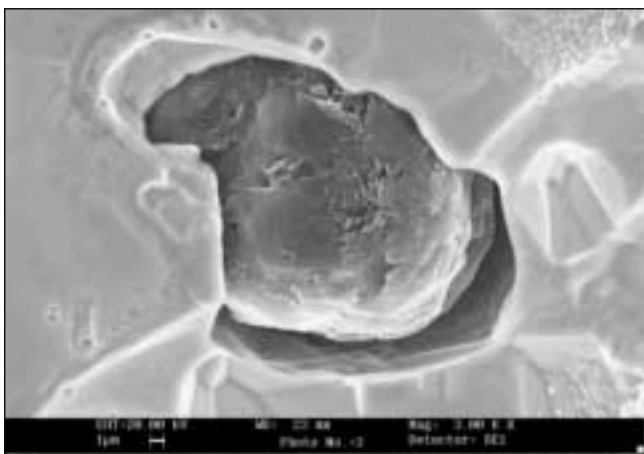


Fig. 12 – Provino lucidato, ossidato e disossidato. Sferoide centrato in una vasta area ferritica. Gap massimo di scollamento 4 μm .

Fig. 12 – Polished, oxidized and deoxidized specimen. Spheroid centred in a large ferritic area. Maximum opening: 4 μm .

DISCUSSIONE

La prima considerazione è che – qualunque sia la dinamica della frattura – la zona opposta all'innesco non può che essere rotta di schianto. Quindi la Fig. 9 evidenzia – effettivamente e sicuramente – l'aspetto più o meno modificato di una rottura duttile.

Per decifrare la zona prossima all'innesco – quella decisiva per la diagnosi finale – sono stati sottoposti a prova di fatica altri tre montanti uguali a quello in oggetto; successivamente le superfici di frattura sono state esposte in cella umidostatica per otto ore e infine disossidate con citrato di ammonio in ultrasuoni per 5 minuti. L'osservazione al SEM ha evidenziato le stesse morfologie riscontrate sul montante rotto per cause sconosciute. Ciò sembra incanalare l'indagine verso un epilogo scontato (rottura per fatica), ma non elimina il dubbio.

Un'analisi più attenta ad alto ingrandimento nella zona scura della superficie fratturata del montante mozzo ruota rotto in esercizio (Fig. 10) evidenzia uno sferoide circondato da un solco circolare (si ricordi che questo scollamento è tipico della rottura di schianto duttile). In questo caso però i bordi – a differenza di quelli osservabili nella zona schiantata – sono netti e non deformati plasticamente, a testimonianza che all'interfaccia sferoide/matrice metallica non sono intervenuti fenomeni di tenacità localizzata. Inoltre – diversamente dagli scollamenti da rottura duttile in Fig. 11 – il solco copia con geometrica precisione il bordo del nodulo grafítico.

Durante la solidificazione della lega, il carbonio presente a ridosso degli sferoidi migra e coalesce sullo sferoide stesso, impoverendo localmente la matrice ferrosa.

Nella lega solida i noduli grafíticos sono così contornati ciascuno da un anello di ferrite che – come dimostrato in Fig. 6 – è più facilmente aggredibile dal processo di ossidazione. La pulizia con citrato di ammonio dissolve successivamente le zone ferritiche ossidate a ridosso degli sferoidi lasciando una discontinuità che può essere erroneamente interpretata come scollamento duttile dei noduli conseguente ad un processo di rottura catastrofico. La soluzione aggressiva si insinua infatti all'interfaccia aggredendo laminamente la ferrite e dà quindi luogo a solchi che risultano geometricamente accoppiabili con il profilo degli sferoidi. La deformazione plastica produce invece solchi meno netti, tendenzialmente aperti e sfumati (vedere figg. 4 e 9).

Come ulteriore conferma, le foto delle Figg. 12 e 13 sono immagini SEM che evidenziano due di questi scollamenti rilevati sul provino metallografico ossidato e disossidato già esaminato al microscopio ottico in Fig. 6.

La Fig. 12 riproduce uno sferoide contornato da una vasta area ferritica, conseguentemente l'aggressione in fase di dissoluzione dell'ossido è stata più rapida e lo scollamento risulta più vistoso (spessore solco superiore a 4 μm). Lo sferoide evidenziato nella Fig. 13 era originariamente contornato da uno strato assai sottile di ferrite, per cui l'aggressione ha agito sulle lamelle ferritiche della perlite, mettendo a nudo i gusci cementitici. La dissoluzione – come atteso – risulta più lenta e il gap di scollamento è solo di circa 1 μm .

Tutto ciò spiega efficacemente come anche in una zona di propagazione per fatica – nelle condizioni sopra descritte di superfici ossidate e successivamente disossidate – si possano trovare sferoidi scollati dalla matrice metallica.

Va detto che non tutti i noduli subiscono la stessa sorte in quanto probabilmente lo spessore e lo stato tensionale delle zone ferritiche giocano un ruolo importante sulla loro reattività. Da un'analisi attenta emerge comunque che nella zona rotta per fatica il numero di sferoidi che appaiono scollati è minore rispetto alla zona finale con rottura di schianto, e ciò costituisce un sicuro indizio interpretativo.

Dall'osservazione della popolazione sferoidale emerge an-

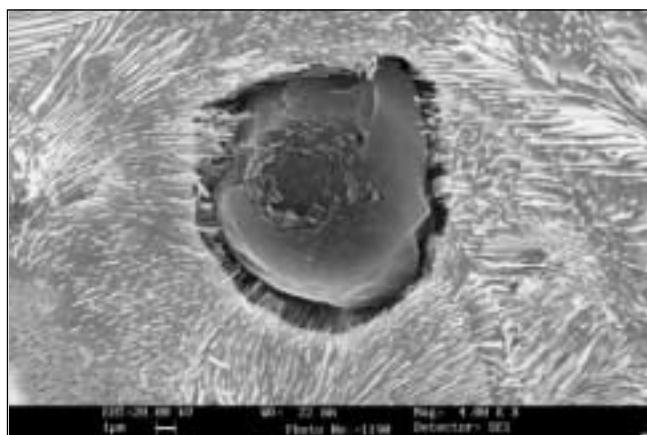


Fig. 13 – Provino lucidato, ossidato e disossidato. Sferoide centrato in una colonia perlitica. L'ossidazione ha aggredito la fase ferritica della perlite mettendo a nudo le lamelle di cementite. Gap massimo 1 μm .

Fig. 13 – Polished, oxidized and deoxidized specimen. Spheroid centred in a pearlitic area. The oxidation has attacked the ferritic phase of the pearlite, letting visible the cementite lamellas. Maximum gap: 1 μm .

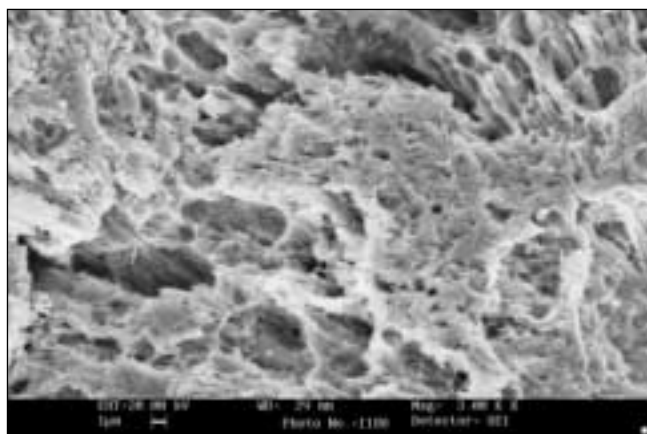


Fig. 14 – Zona affaticata: a più alto ingrandimento le zone di presunta deformazione duttile rivelano invece una morfologia di tipo spugnoso (aree ferritiche aggredite dal processo di ossidazione).

Fig. 14 – Fatigue region: at higher magnification the regions of presumed ductile deformation show a sponge-like morphology (ferritic areas attacked by the oxidation process).

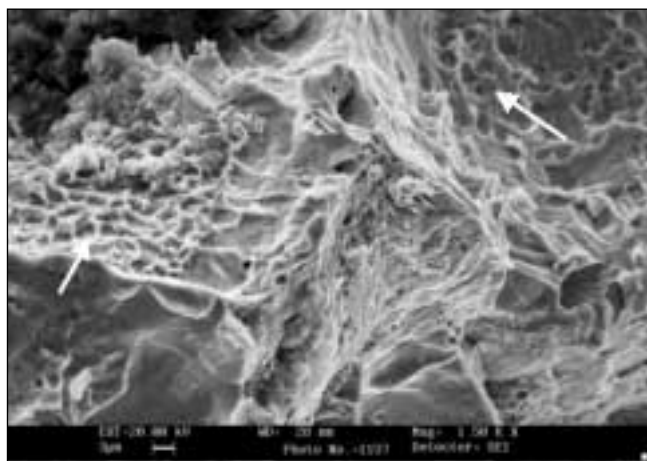


Fig. 15 – Zona rotta di schianto: sono individuabili alcune aree di morfologia inequivocabilmente duttile e non spugnosa (freccie).

Fig. 15 – Catastrophic fracture region: the aspect of some little areas is unequivocally ductile and it has not a sponge-like morphology (see the arrows).

che un secondo indizio: come già detto e giustificato precedentemente, le sezioni rotte per fatica attraversano un numero totale di sferoidi inferiore rispetto alle rotture duttili; un aumento del numero osservato di noduli grafitici sulla superficie sta spesso ad indicare il passaggio da un regime ciclico ad uno catastrofico (ciò è efficacemente evidenziabile anche nelle due foto di Figg. 8 e 9).

Un ulteriore esame delle foto di Figg. 10 e 11 evidenzia inoltre il grande numero di pit di ossidazione, alcuni di dimensioni tali da poter essere scambiati – soprattutto a minore ingrandimento – per dimples. Tuttavia i bordi netti e non deformati non lasciano dubbi in proposito: le foto in Figg. 14 e 15 evidenziano a più alto ingrandimento le morfologie iperfini delle presunte tracce di duttilità riscontrate in entrambe le zone di propagazione. Nella zona scura (fase iniziale della rottura) tali micromorfologie si presentano spugnose e non microdeformate (Fig. 14), mentre in quella finale la struttura risultante comprende anche inequivocabili testimoni di reale microdeformazione (Fig. 15).

Occorre ricordare che sia la microdeformazione conseguente a schianto sia l'aggressione ossidativa durante stoccaggio del campione avvengono quasi esclusivamente all'interno della fase ferritica. Per questo motivo il reticolo duttile è il primo ad essere danneggiato chimicamente e la sua lettura può risultare anche molto difficoltosa: l'ossidazione – oltre a cancellare le striature di fatica e scollare gli sferoidi – tende da un lato a creare morfologie simili a rottura di schianto nella zona affaticata, e dall'altro a cancellare quelle stesse morfologie originariamente presenti nella zona schiantata.

Il rischio è quello osservato nel primo impatto di analisi: le due regioni tendono ad assumere una morfologia simile, confondendo le idee al frattografo.

Altri indizi possono infine guidare una corretta diagnosi in questi casi particolarmente problematici.

Il primo di questi si colloca nella zona di schianto e consiste nella possibile presenza di aree fragili (clivaggio), come già accennato al paragrafo relativo alle morfologie di rottura delle ghise. La Fig. 16 evidenzia una di queste micro-regioni di rottura mista duttile/fragile presente nella zona finale della rottura. La presenza di clivaggio in questo tipo di materiali è sempre un indizio di rottura di schianto.

Il secondo indizio riguarda la dinamica del cedimento strutturale del materiale: durante la propagazione per fatica, quando la cricca nel suo avanzamento incontra una discontinuità dura (grosse inclusioni, grani perlitici particolarmente orientati, sferoidi grafitici) essa – non potendo attraversarla – procede aggirandola.

Durante questo processo può capitare che essa si sdoppi, avanzando lungo due direzioni diverse. La stessa cosa può capitare quando la cricca incontra debolezze strutturali favorevolmente orientate. Alla fine del processo l'itinerario vincente sarà quello energeticamente più favorevole, ovvero quello meno dissipativo; tuttavia sulla superficie di frattura resteranno testimoni di queste cricche secondarie orientate generalmente perpendicolarmente all'avanzamento della cricca principale.

La presenza di microcricche secondarie parallele è quindi sintomo di fatica e può aiutare la corretta diagnosi frattografica. La Fig. 17 evidenzia queste cricche sulla superficie scura (verso l'innesco) del montante mozzo ruota oggetto della presente analisi, a conferma ulteriore che la rottura dello stesso è avvenuta per fatica.

Durante l'avanzamento della cricca, le due controfaccie già scollate tendono ad avere movimento relativo sotto l'effetto del carico ciclico applicato, e in condizioni particolarmente severe possono produrre microaree di sfregamento e/o martellamento. Tali caratteristiche microzone, se non cancellate dall'ossidazione, possono essere rilevate dall'esame microscopico ed utilmente utilizzate a scopo diagnostico. Occorre tuttavia trattare questo dato con estrema cautela: se queste

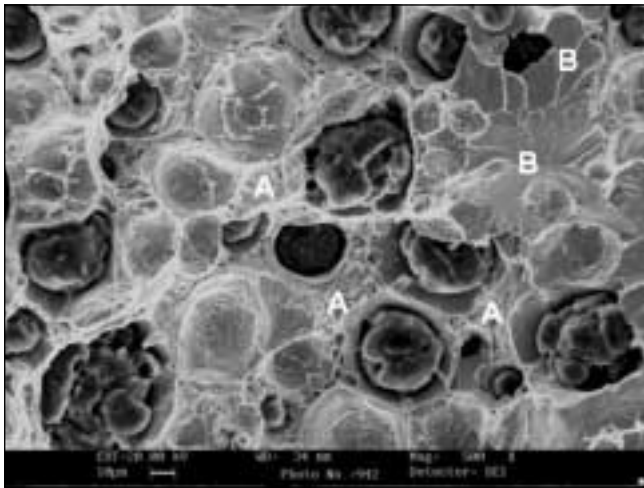


Fig. 16 – Zona rotta di schianto: frattura di tipo misto (duttile - A - con aree di clivaggio - B -).

Fig. 16 – Catastrophic fracture region: fracture of mixed type (ductile, A, with cleavage areas, B).

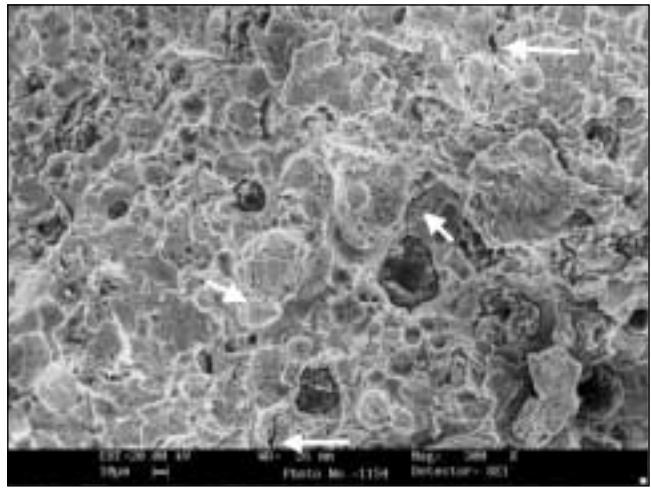


Fig. 17 – Zona prossima all'innescò: si nota la presenza di microcricche secondarie (freccie) tipica delle rotture di fatica.

Fig. 17 – Region in the proximity of the fracture origin: it is possible to see the presence of secondary microcracks (see the arrows), which are typical of fatigue rupture.

ANALISI FRATTOGRAFICA DI SUPERFICI FORTEMENTE OSSIDATE DOPO DISOSSIDAZIONE CON CITRATO DI AMMONIO (GHISA 60-38-10)

Rottura per fatica	Rottura di schianto
Aspetti microscopici	
Sferoidi ben compattati nella matrice metallica oppure contornati da solchi netti e con profili geometricamente accoppiabili al bordo degli sferoidi	Sferoidi non compattati nella matrice metallica, contornati da solchi scoscesi e aperti
Numero ridotto di sferoidi sulla superficie	Elevato numero di sferoidi sulla superficie
Microspugnosità e assenza di microduttilità	Microspugnosità e microduttilità
Clivaggio assente	Possibile presenza di aree di clivaggio
Possibile presenza di cricche secondarie	Cricche secondarie normalmente assenti
Possibile presenza di microaree martellate	Scarsa probabilità di individuare aree martellate. Le regioni schiacciate - se presenti - sono preferibilmente sfregate e di più grandi dimensioni
Aspetti macroscopici	
Probabile presenza di beach marks	Sicura assenza di beach marks
Superficie normalmente poco perturbata	Superficie normalmente perturbata

Tabella 1 – Morfologie riscontrabili sulle superfici fortemente alterate.

Table 1 – Morphologies that may be found in strongly altered surfaces.

aree sono di dimensioni ragionevolmente ridotte (sviluppo inferiore a circa un decimo di mm) e simmetriche sulle due contropacche di rottura, allora esse possono essere conseguenza del processo di affaticamento del componente; diversamente l'ipotesi più probabile è quella di un danneggiamento successivo che nulla ha a che vedere con la modalità di rottura.

Nel caso del montante qui esaminato, non sono state rilevate aree di questo tipo ma solo una vasta zona martellata, deleteria ai fini diagnostici in quanto situata proprio sull'innescò (si veda la macrografia in Fig.7).

Le ultime considerazioni riguardano l'aspetto macro della superficie di frattura.

Durante l'avanzamento della cricca, le contropacche appena scollate entrano in contatto con l'ambiente esterno, se pur

attraverso una fessura molto stretta, ed ha così inizio un lento processo di ossidazione localizzata che non si arresta durante i periodi di inattività. Il lavoro speso all'apice della cricca per permetterne l'avanzamento si dissipa parzialmente in energia termica causando un riscaldamento localizzato che favorisce questo processo.

Anche una rottura per fatica appena avvenuta presenta quindi molto sovente uno strato di ossidazione nella zona affaticata che esalta l'apparire delle beach marks.

Questo stato di cose spesso non viene del tutto cancellato dalla successiva ossidazione lasciando frequentemente evidenze macroscopiche.

I dettagli micro e macro-morfologici fin qui evidenziati e descritti sulla superficie fratturata del montante mozzo ruota rotto in esercizio sono stati riscontrati in modo sostanzial-

mente simile sulle superfici di rottura dei tre montanti sottoposti a prova di fatica e successivamente ossidati, disossidati ed osservati per confronto (ved. l'inizio di questo stesso paragrafo). Ciò conferma in pieno l'esattezza delle conclusioni raggiunte e la bontà della metodologia diagnostica adottata.

CONCLUSIONI

Quando un campione rotto subisce una pesante ossidazione prima dell'osservazione, esso non è più adatto per l'esame al SEM. L'unica possibilità a disposizione del tecnico frattografo in questo caso consiste nella rimozione dello strato ossidato mediante attacco con citrato di ammonio. Questa ope-

razione può causare notevoli problemi di interpretazione in quanto essa tende ad uniformare microscopicamente le diverse morfologie di frattura (fatica/schianto), cancellando i tradizionali aspetti frattografici e rendendo problematica la diagnosi.

La sperimentazione e lo studio condotti nel presente lavoro hanno permesso tuttavia di individuare un certo numero di indizi per pervenire ad una corretta diagnosi.

Nel caso pratico qui affrontato (montante mozzo anteriore di autoveicolo) queste morfologie sono state quasi tutte individuate e documentate. Va osservato che la presenza contemporanea di anche solo alcuni di questi indizi è da considerarsi probante ai fini diagnostici.

La tabella 1 riportata riassume e differenzia le morfologie riscontrabili su queste superfici fortemente alterate.

ABSTRACT

FRACTOGRAPHIC ANALYSIS OF HIGHLY OXIDIZED SPHEROIDAL CAST-IRON SURFACE

KEYWORDS:

cast-iron, fracture, oxidation, electron microscopy

The process of cast-iron components failure analysis can be significantly hampered by the marked tendency of this material to oxidize; in fact, the morphology of the fractures – once covered by oxidation – can no longer be interpreted by analysis carried out with instruments and, in particular, the SEM. Sometimes the experience of the operator makes up for this deficiency but, at best, the lack of objective data invalidates the results of the analysis that, for example, cannot be used as evidence in legal proceedings. In the automotive field this problem has far-reaching implications, since the time that elapses between the failure of the component and the visual identification is very long and the fractured surface usually undergoes notable damage by oxidation. Even ultrasonic etching with ammonium citrate (selective removal of the oxide) – a technique often used by the fractographic operator – can be misleading since the resulting material – far from showing the original appearance – presents ambiguous and easily deceptive morphologies. If not conducted correctly, the interpretational process can lead to completely incorrect conclusions.

The aim of this work is to go over this process in an innovative manner in order to minimize any interpretational doubts arising from the analysis of the fracture morphologies of the aforementioned materials following oxidative changes and to enable the drawing up of documentation that counts as objective evidence. Figs. 8 and 9 show the failure morphology of spheroidal cast iron after etching with ammonium citrate in order to remove superficial oxidation chemically. The appearance of the surfaces is in both cases comparable to the one of a catastrophic type of failure (clear microductility, few spheroids incorporated into the metal matrix, no fatigue waves), while, in reality, the spreading of the stress crack on component shown in fig. 8 is by fatigue. Figs. 12 and 13 – taken of a flat polished test specimen, without metallographic etching and following oxidation and subse-

quent deoxidation – show the way the oxide selectively attacks the ferritic phase. The migration of the carbon toward the graphitic phase during cooling of the molten alloy causes the almost systematic presence of a ferritic ring at the nodule / metal matrix interface; consequently, etching with ammonium citrate leads to the formation of an annular groove around the nodules. The detachment of the nodules from the metal matrix is typical of brittle fractures; when a fractured surface is deoxidized, due to the creation of circumferential grooves (in Figs. 12 and 13 the effects on metallographic samples), the spheroids seem to be not incorporated into the matrix and, thus, assume the morphology similar to the one of a ductile, catastrophic fracture (Figs. 8 and 9), regardless of the nature of the failure. Nevertheless, due to capillarity and stagnation phenomena both of the humidity that oxidizes the sample and of the deoxidizing liquid at the interface of the nodules, the groove produced by the latter around a spheroid will differ slightly. Specifically, on one hand, the groove around a spheroid that was originally well incorporated in the matrix (as in the case of fatigue failure) will have a regular appearance and will seem to be matchable with the nodule geometrically (Fig 10). On the other hand, in the case of spheroids that were not incorporated originally (catastrophic fracture), the grooves will be wider, less clear-cut and not matchable with the spheroidal contours geometrically (Fig 11).

The outwardly ductile appearance of the surfaces treated with ammonium citrate (photos 8 and 9) reveals, at higher magnification, that the structure have, in reality, a very spongy appearance if the spreading of the crack was due to fatigue processes, while they have an only partly spongy appearance if the failure was of the catastrophic type (Figs 14 and 15). This can be attributed to the fact that the dimensions of the anodic and cathodic sites that spread the oxidative process are much smaller than those of the micro plastic failure sets caused by the load that lead to the failure of the component.

The diagnostic picture can be completed correctly (Table 1) by considering the spreading of the failure in dissipative terms (numerousness of the spheroids, presence of secondary microcracks, macro aspect of the failure, etc.).