

■ G H I S A ■

Ottimizzazione del trattamento termico di una ghisa sferoidale austemperata per la realizzazione di segmenti per motori endotermici

M. Zadra, M. Pellizzari, D. Anguillesi, A. Molinari

I segmenti per motori endotermici possono essere realizzati in acciaio bonificato o in ghisa a seconda del tipo di impiego e dei requisiti del motore. L'utilizzo della ghisa comporta un minor coefficiente d'attrito e minori problemi di grippaggio in virtù delle sue intrinseche proprietà autolubrificanti che rendono meno gravoso il contatto segmento-cava del pistone e consente inoltre l'ottenimento di forme notevolmente più complesse. Lo studio proposto ha riguardato l'ottenimento e l'ottimizzazione di una ghisa sferoidale austemperata dalle proprietà meccaniche paragonabili o superiori a quelle degli acciai solitamente utilizzati per questa applicazione. La necessità di ottenere bassissime tolleranze richiede un materiale adatto a lavorazioni di precisione e il trattamento di austempering si è rivelato particolarmente flessibile per coniugare sia le proprietà meccaniche che la lavorabilità della ghisa.

Parole chiave: ghisa, trattamenti termici, metallografia, metallurgia fisica

INTRODUZIONE

Benché i segmenti per motori endotermici siano componenti di ridotte dimensioni e di basso costo, rappresentano un elemento di fondamentale importanza per l'ottenimento di elevate prestazioni e bassi consumi: devono infatti garantire una perfetta tenuta a contatto con la canna del cilindro, avere una elevata resistenza a rottura in modo da ottenere masse ridotte ed elevato ritorno elastico, avere un basso coefficiente di attrito nei confronti della cava del pistone e del cilindro ed infine elevata tenacità e resistenza a fatica.

A seconda poi del tipo di motore endotermico le condizioni di funzionamento possono essere più o meno gravose: un motore due tempi risulta molto più esigente rispetto al quattro tempi vista la presenza delle luci di immissione e di scarico che determinano un continuo impatto tra segmento e bordo superiore della luce ed una lubrificazione non sempre adeguata. Problemi ulteriori sono inoltre rappresentati dalla necessità di raggiungere in futuro sia elevati regimi di rotazione sia elevate dimensioni delle luci di scarico in modo da rispettare le nuove normative ambientali. Si è pertanto reso necessario uno sviluppo nel campo dei materiali per segmenti in modo da rispondere alle esigenze progettuali rispettando comunque quale parametro fondamentale la lavorabilità: i segmenti infatti sono componenti di piccole dimensioni (spessori inferiori al millimetro) che subiscono lavorazioni meccaniche di alta precisione (tornitura doppia ovale) atte a impedire il passaggio di gas dalla camera di scoppio alla zona inferiore.

I segmenti per motori endotermici sono comunemente realizzati in acciaio bonificato (X90CrMoV18 oppure 54SiCr6) o in ghisa (a seconda dei casi sferoidale temprata e rinvenuta,

lamellare perlitica, lamellare temprata e rinvenuta o strutture miste). L'utilizzo della ghisa comporta un minor coefficiente d'attrito e minori problemi di grippaggio in virtù delle sue intrinseche proprietà autolubrificanti che rendono meno gravoso il contatto segmento-cava del pistone e consente inoltre l'ottenimento di forme notevolmente più complesse. L'acciaio di contro presenta migliore resistenza a fatica e tenacità, cosa che lo fa preferire nei casi particolarmente spinti (motori da competizione, elevatissimi regimi di rotazione), o comunque laddove è ricercata la massima affidabilità di funzionamento.

Lo studio proposto ha riguardato l'ottenimento e l'ottimizzazione di una ghisa sferoidale austemperata (ADI) dalle proprietà meccaniche paragonabili o superiori a quelle degli acciai solitamente utilizzati per l'applicazione in oggetto.

Il trattamento di austempering [1-2-3-4-5], raffreddamento e mantenimento a temperature di 250-450°C a partire dalla temperatura di austenitizzazione, avviene in due stadi: nel primo stadio l'austenite a basso carbonio si trasforma in ferrite e austenite ritenuta ad alto carbonio, nel secondo l'austenite ritenuta ad alto carbonio si trasforma in ferrite e carburi. L'austenite a basso C (che si trasforma in martensite durante il raffreddamento a temperatura ambiente) dello stadio I e i carburi dello stadio II sono componenti microstrutturali di cui si vuole evitare la formazione: la microstruttura desiderata è infatti rappresentata da aghi ferritici (bainite) e austenite ritenuta stabilizzata da un elevato tenore di carbonio; tale microstruttura è chiamata ausferrite e si ottiene confinando il trattamento termico tra il primo e il secondo stadio (finestra di processo). Alte temperature di austempering accelerano lo stadio II portando ad una sovrapposizione dei due stadi e ad una chiusura della finestra di processo (Figura 1) oltre che all'ottenimento di una bainite superiore; al contrario basse temperature di austempering determinano la formazione di bainite inferiore e una minore quantità di austenite ritenuta.

Le proprietà meccaniche delle ghise ADI derivano dalla particolare combinazione microstrutturale presente nella matrice: la bainite, componente microstrutturale di elevata durezza, è immersa in una fase austenitica stabilizzata dal carbonio e/o elementi in lega in grado di dare elevata tenacità al sistema.

M. Zadra, M. Pellizzari, A. Molinari

Dipartimento di Ingegneria dei Materiali e Tecnologie Industriali Università di Trento

D. Anguillesi

Erre.Vis S.p.A., Fornacette (PI)

Memoria presentata al 19° Convegno Nazionale Trattamenti Termici, Salsomaggiore, 20-22 maggio 2003

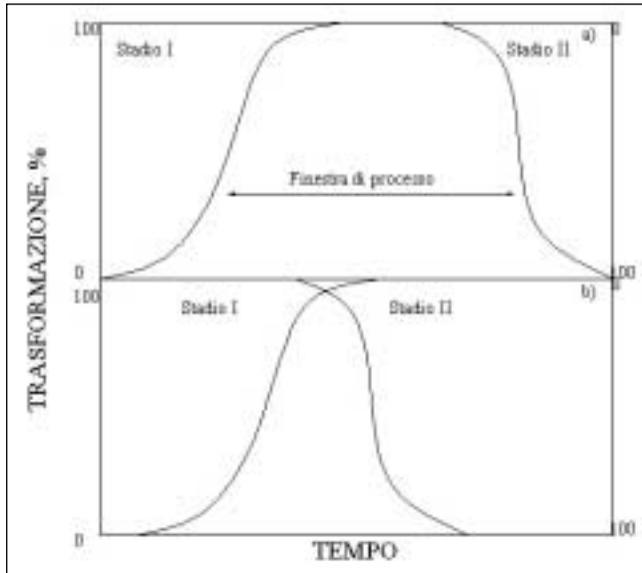


Figura 1: finestre di processo a bassa e alta temperatura di austempering

Figure 1: processing windows at low and high austempering temperature

Grado	UTS	α_y	All.	En. Imp.	Durezza
1	850	550	10	100	269-321
2	1050	700	7	80	302-363
3	1200	850	4	60	341-444
4	1400	1100	1	35	388-477
5	1600	1300	-	-	444-555

Tabella 1: grado delle ghise austemperate secondo ASTM A897M

Table 1: ADI grade by ASTM A897M

Tale combinazione rende conto delle elevate durezza e resistenze meccaniche accostate a elevate tenacità come è possibile evincere dallo standard ASTM A897M che classifica le ghise ADI sulla base delle proprietà meccaniche (Tabella 1).

PROCEDURE SPERIMENTALI

Per poter valutare l'interesse nel trattamento di austempering e l'utilizzo di elementi in lega si è effettuata una caratterizzazione completa su due ghise di composizione diversa: la prima ghisa denominata S10 è una ghisa con 3.7% di C e 2.7% di Si, la seconda, denominata KDN, presenta il 3.6% di C, 2.7% di Si e un certo quantitativo di elementi in lega, dei quali non è possibile rivelare l'entità vista la pendenza di un brevetto.

Entrambe le ghise sono solo leggermente ipereutettiche in modo da evitare la grafitizzazione secondaria; l'aggiunzione degli elementi in lega alla ghisa base S10 è motivata da [1,6]:

1. una maggior apertura della finestra di processo
2. un effetto tenacizzante sulla matrice
3. avere un effetto grafitizzante

L'apertura della finestra di processo determina una maggior facilità nella gestione industriale del trattamento di austempering anche se nel caso dei segmenti per motori questa proprietà è poco rilevante date le ridotte sezioni in gioco. L'effetto tenacizzante degli elementi in lega deriva dalla loro attenta scelta sia in termini di quantità che di elemento; infine l'effetto grafitizzante è utile in quanto tende ad aumentare il numero di noduli per mm² il che determina una minor dimensione delle placche bainitiche con conseguente aumento

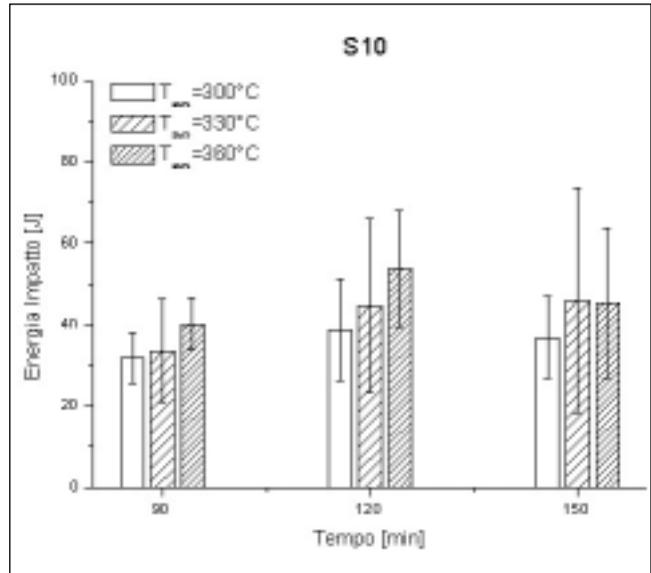


Figura 2: andamento energia d'impatto per ghisa S10

Figure 2: impact energy [J] for S10 austempered ductile cast iron

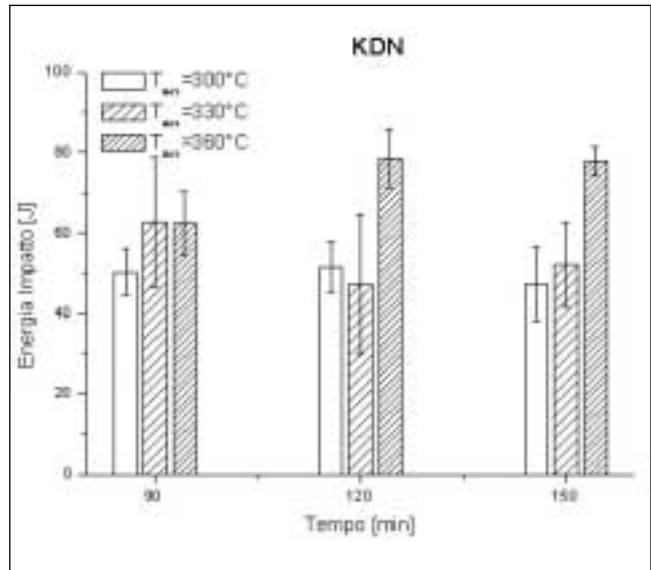


Figura 3: andamento energia d'impatto per ghisa KDN

Figure 3: impact energy [J] for KDN austempered ductile cast iron

di durezza. Infine nella composizione base è stato mantenuto in tracce il valore del manganese, elemento che porta ad avere buone proprietà meccaniche ma che può diminuire sensibilmente la tenacità della lega [7].

Dato che le ridotte dimensioni dei segmenti non permettevano l'ottenimento di campioni significativi si sono effettuate delle opportune fusioni per entrambi i tipi di ghisa. Da una prima fusione a grappolo, sono stati ottenuti dei barrotti, austenitizzati a 915°C per 15 min [8] e quindi austemperati per diversi tempi e/o temperature: lo spegnimento, in bagni di sali fusi, è stato condotto a temperature di 300°C, 330°C e 360°C per tempi di 90,120,150 minuti in modo da ottenere una matrice omogenea di 9 differenti condizioni di trattamento termico. I trattamenti termici realizzati sulla prima fusione sono stati scelti in base ai dati presenti in letteratura, in modo da centrare agevolmente la finestra di processo [1,2,3,4,5]. Da ogni barrotto sono stati prelevati 5 campioni da impatto (ASTM E23) sui quali si sono effettuate analisi micrografiche, prove di durezza e di impatto strumentato.

Da una seconda fusione si sono ottenuti anche provini di tra-

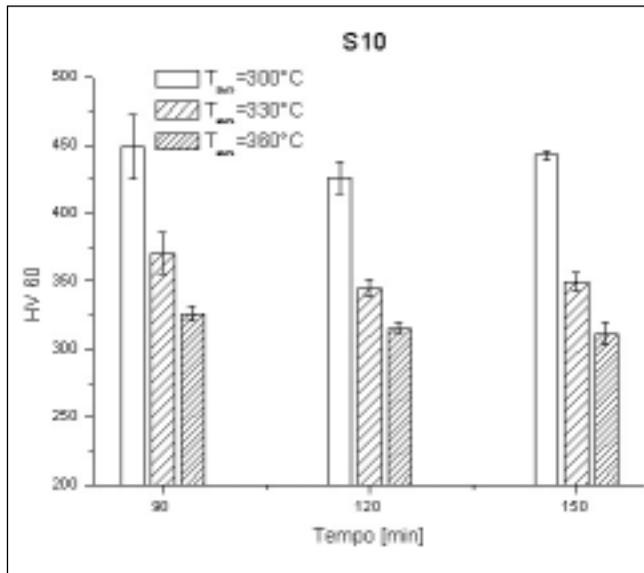


Figura 4: andamento durezza HV60 per ghisa S10

Figure 4: hardness HV60 for S10 austempered ductile cast iron

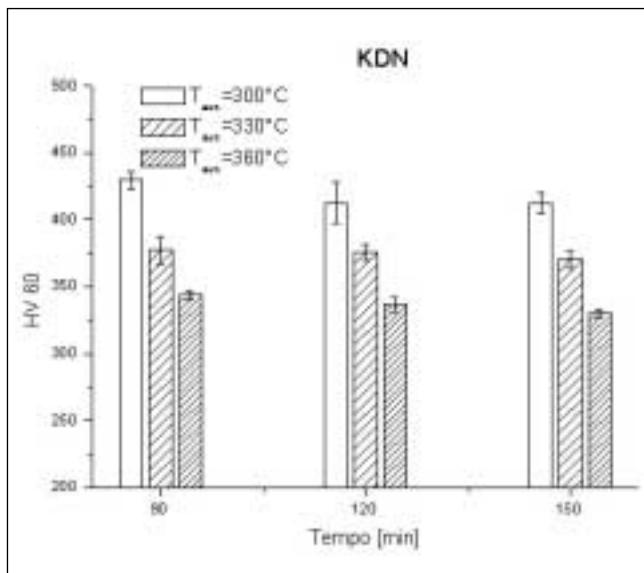


Figura 5: andamento durezza HV60 per ghisa KDN

Figure 5: hardness HV60 for KDN austempered ductile cast iron

zione (ASTM E8): in questo secondo caso la matrice dei trattamenti termici è stata ridotta introducendo i trattamenti a 60 min, limitandosi alla sola temperatura di 360°C per 90 minuti e non effettuando i trattamenti a 150 minuti.

Infine, per poter meglio apprezzare i risultati ottenuti, si sono paragonate le proprietà delle ghise ottenute da questa seconda fusione con quelle dell'acciaio X90CrMoV18 bonificato secondo le procedure in essere presso Erre.Vis S.p.A.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Le prove di impatto con pendolo Charpy, effettuate su provini non intagliati mostrano un incremento dell'energia d'impatto all'aumentare della temperatura di austempering (Figure 2 e 3). La ghisa KDN presenta valori nettamente superiori rispetto alla ghisa S10 confermando l'effetto tenacizzante degli elementi in lega. Non si nota tuttavia un trend definito e, in alcuni casi, la deviazione standard è molto elevata. Le misure di durezza hanno mostrato un andamento molto

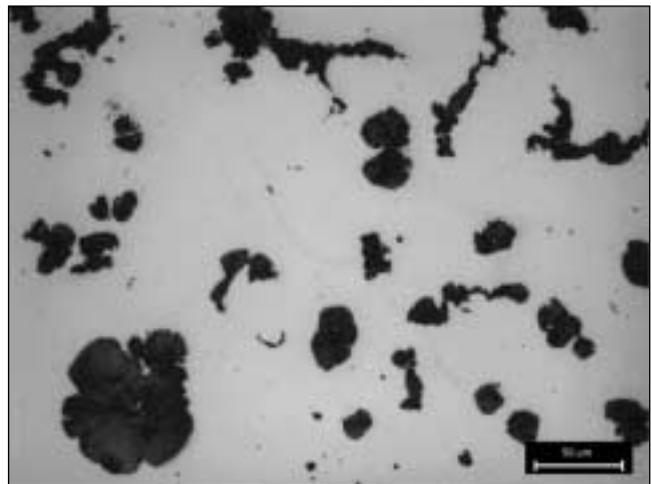


Figura 6: morfologia della grafite

Figure 6: graphite morphology

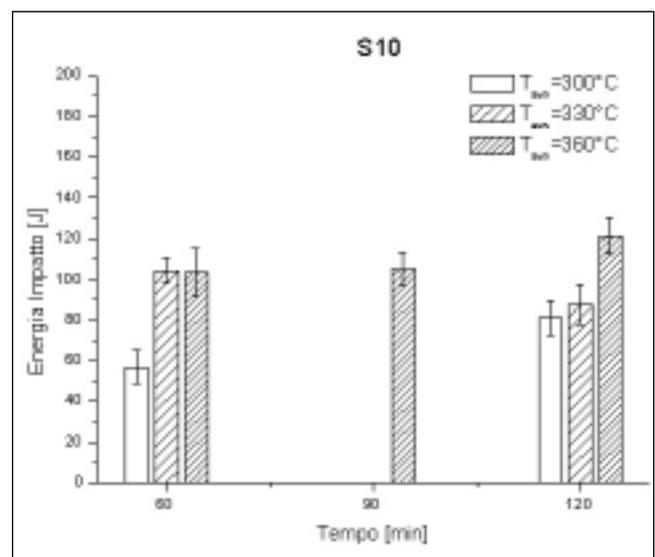


Figura 7: energia impatto [J] per ghisa S10 seconda fusione

Figure 7: impact energy [J] for S10 austempered ductile cast iron, second casting

più lineare e convincente (Figure 4 e 5) dal quale si possono trarre le seguenti osservazioni:

- modesta variazione di durezza al variare del tempo di austempering
- variazioni significative di durezza al variare della temperatura di austempering
- piccole differenze tra S10 e KDN.

Il fatto che la durezza dei campioni abbia una deviazione standard percentualmente molto minore rispetto ai dati di impatto ha fatto pensare che la matrice sia effettivamente omogenea per tutti i campioni, mentre qualche problema si è notato per quanto riguarda la morfologia della grafite e/o la presenza di impurezze di fusione.

La figura 6 mostra un campione non attaccato in cui è possibile vedere come la grafite non avesse raggiunto una perfetta morfologia (indipendentemente dal fatto di avere ghisa S10 che ghisa KDN): accanto ad uno sferoide ben formato (anche se frastagliato) si notano delle formazioni tendenzialmente allungate, sicuramente deleterie per la resistenza all'impatto del materiale; inoltre il numero di noduli per mm² risulta essere piuttosto basso ~100 noduli/mm² (determinati mediante analizzatore d'immagine) e si notano raggruppamenti piuttosto evidenti della grafite. Il fatto quindi che si abbia una notevole deviazione standard può essere imputato ad una non

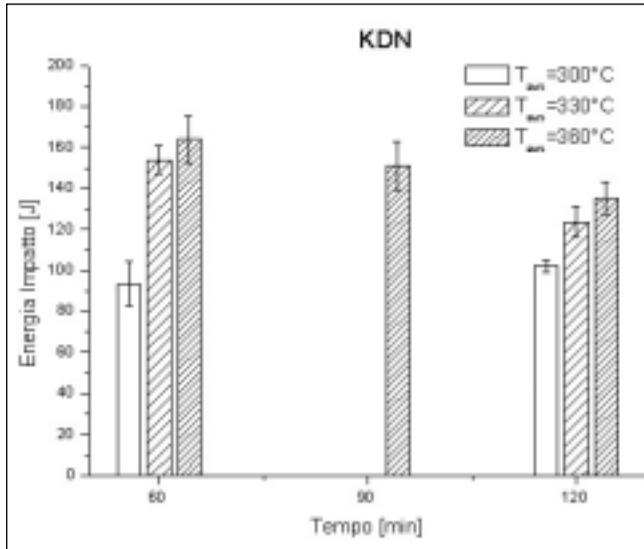


Figura 8: energia impatto [J] per ghisa KDN seconda fusione
 Figure 8: impact energy [J] for KDN austempered ductile cast iron, second casting

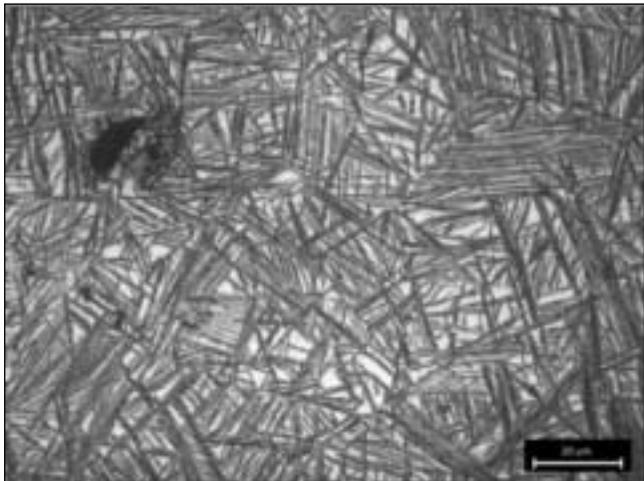


Figura 9: campione KDN 330°C/120 min prima fusione 2% Nital
 Figure 9: sample KDN 330°C/120 min first casting, 2% Nital

corretta fusione (inoculante, sottoraffreddamento...), mentre la microstruttura, come confermano i dati di durezza, è in buon accordo con quanto ci si aspettava.

Ultima considerazione a riguardo di questa prima fusione riguarda i tempi di austempering: si nota come la finestra sia ampiamente centrata e che quindi, per ragioni di convenienza industriale, è possibile spingersi verso tempi di trattamento inferiori.

Si è quindi passati ad una seconda fusione con l'intento di:

- ottenere una morfologia grafitica maggiormente sferoidale
- aumentare il numero di noduli grafitici
- valutare l'opportunità di passare a tempi di austempering di 60 minuti
- valutare il comportamento a trazione del materiale.

Come già accennato si è passati a tempi di trattamento di 60, 90 e 120 minuti e nel contempo, per evitare una ulteriore fusione, si sono trascurati i trattamenti 300°C per 90 minuti e 330°C per 90 minuti. Come risulta dai dati delle figure 7 e 8 si ha un notevole aumento di tenacità: i valori sono aumentati quasi del 100% in virtù del miglioramento della grafite; infatti gli sferoidi grafitici oltre ad essere più sferici, sono aumentati considerevolmente fino ad arrivare a 223 noduli/mm² mantenendo pur sempre un volume del 9-10%

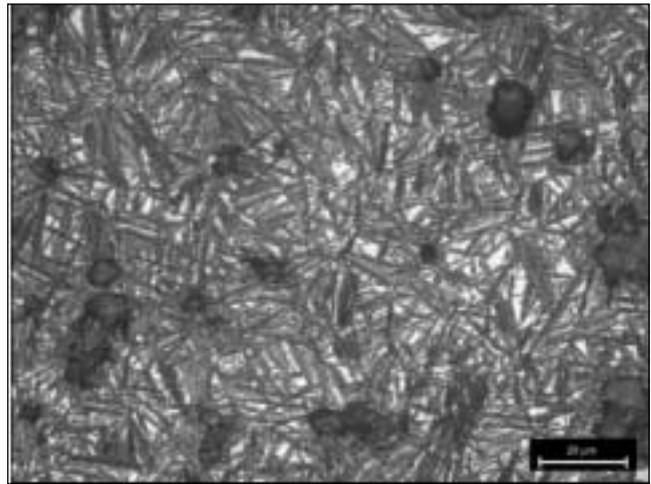


Figura 10: campione KDN 330°C/120 min seconda fusione 2% Nital

Figure 10: sample KDN 330°C/120 min second casting, 2% Nital

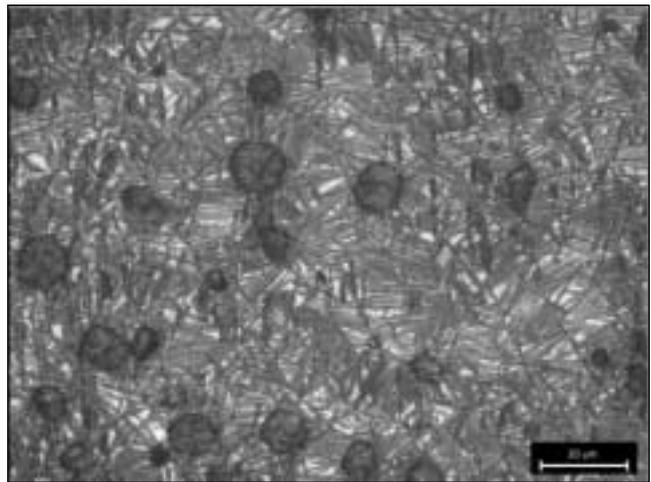


Figura 11: campione KDN 300°C/60 min seconda fusione 2% Nital

Figure 11: sample KDN 300°C/60 min second casting, 2% Nital

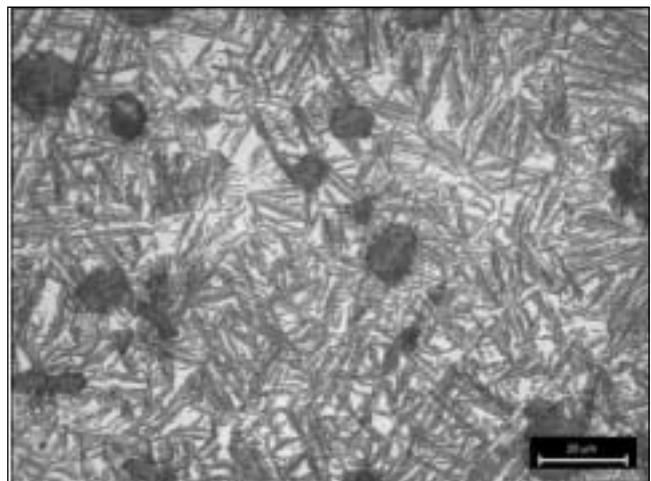


Figura 12: campione KDN 360°C/60 min seconda fusione 2% Nital

Figure 12: sample KDN 360°C/60 min second casting, 2% Nital

rispetto al totale. Si nota inoltre che per entrambe le ghise alla temperatura di 330°C e 360°C l'aumento del tempo porta ad un infragilimento come conseguenza della formazione di carburi e quindi dell'uscita dalla finestra di processo.

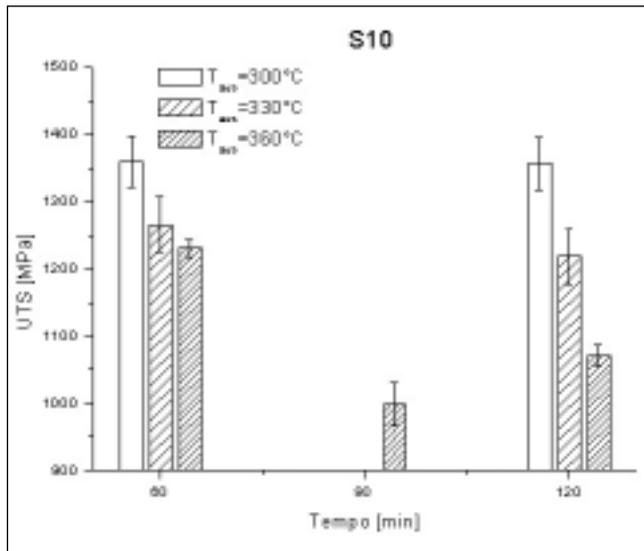


Figura 13: UTS [MPa] per ghisa S10
 Figure 13: UTS [MPa] for S10 austempered ductile cast iron

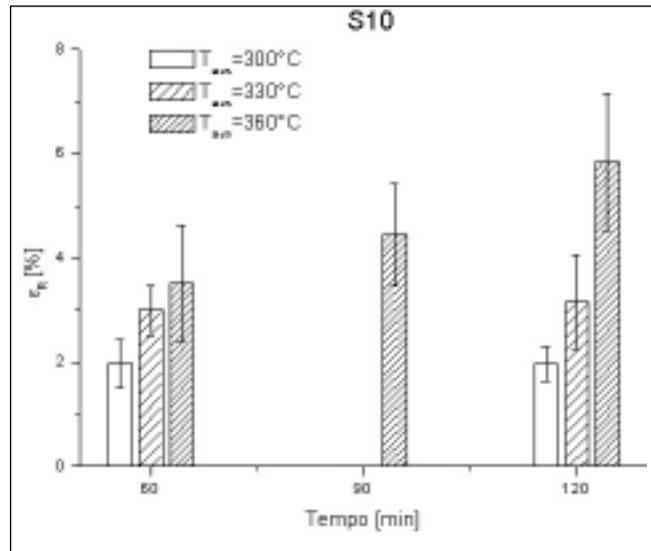


Figura 15: εR [%] per ghisa S10
 Figure 15: εR [%] for S10 austempered ductile cast iron

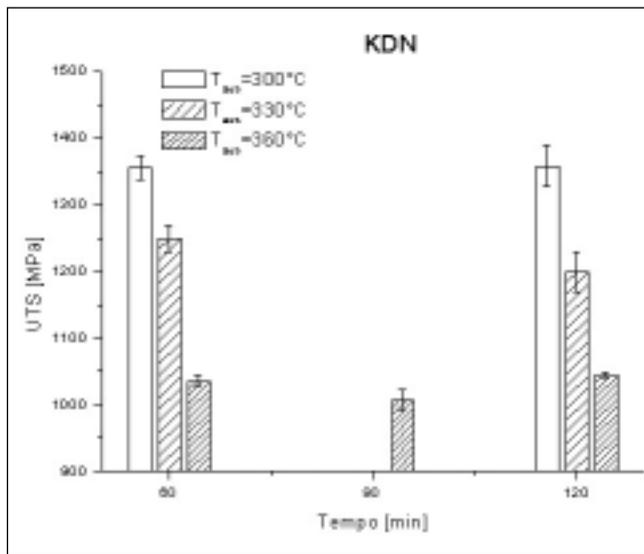


Figura 14: UTS [MPa] per ghisa KDN
 Figure 14: UTS [MPa] for KDN austempered ductile cast iron

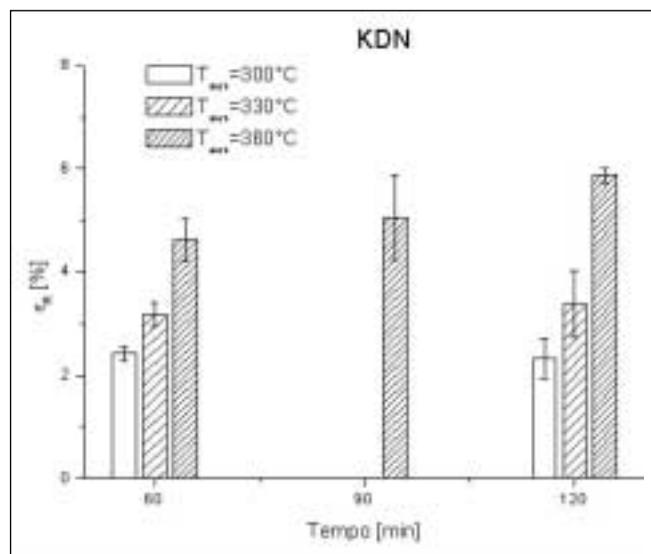


Figura 16: εR [%] per ghisa KDN
 Figure 16: εR [%] for KDN austempered ductile cast iron

È importante notare come il campione in ghisa KDN trattato a 360°C per 60 minuti sia in grado di assorbire una energia l'impatto superiore ai 160J, oltre i valori proposti dallo standard ASTM A897M e valore limite trovato in letteratura [9]. Il fatto che all'aumentare del tempo la tenacità cali è indice di un inizio di trasformazione della austenite alto carbonio in ferrite e carburi; tuttavia, successiva analisi e ragioni di lavorabilità del materiale hanno suggerito di non ridurre ulteriormente i tempi di trattamento.

L'analisi microstrutturale al microscopio ottico rende ragione dell'aumento del numero di sferoidi e della tenacità del materiale. Le figure 9 e 10 rappresentano due campioni in ghisa KDN trattati a 330°C per 120 minuti appartenenti rispettivamente alla prima e alla seconda fusione. È evidente come il numero di sferoidi sia molto maggiore nel secondo caso e che inoltre le placche bainitiche siano di dimensioni molto maggiori nel primo: tale fatto è conseguenza del numero e della distribuzione omogenea di sferoidi in quanto la nascita della placca bainitica avviene in prossimità dello sferoide a la sua lunghezza dipende dalla spaziatura tra i noduli.

Nelle figure 11 e 12 si vuole invece mettere in evidenza la differenza tra un campione di KDN austemperato a 300°C per 60

minuti contro uno a 360°C sempre per 60 minuti. Si noti la formazione di bainite inferiore nel primo caso mentre sono evidenti le formazioni più frastagliate tipiche della bainite superiore nel secondo: sempre a 360°C è poi facile notare un quantitativo molto maggiore di austenite ritenuta e stabilizzata.

I dati delle prove di trazione (Figure 13,14,15,16) hanno dato valori in linea con quanto atteso: a seconda del trattamento termico le ghise prodotte possono appartenere ai gradi 2, 3 o 4 secondo la normativa ASTM A897M. È evidente come anche per questo caso sia di importanza fondamentale il valore della temperatura più che del tempo di austempering.

I valori dell'allungamento a rottura dei campioni KDN sono mediamente più elevati rispetto alla ghisa S10, a conferma della tenacità impartita dagli elementi in lega. È evidente come anche per questo caso è di importanza fondamentale il valore della temperatura più che del tempo di austempering. La figura 17 mette in evidenza la relazione esistente tra UTS (oppure σ_y visto che il coefficiente di incrudimento non cambia a seguito del trattamento termico) ed energia all'impatto: a parità di trattamento termico i punti della ghisa legata infatti si trovano a destra rispetto alla S10.

Ad una attenta lettura e confronto dei dati tra i valori di tena-

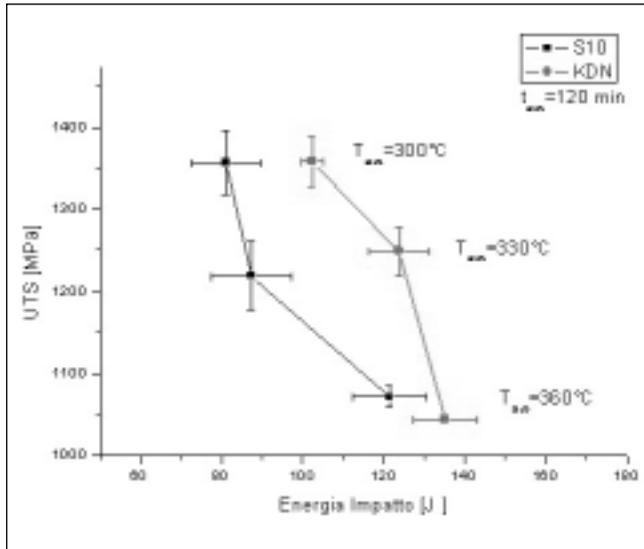


Figura 17: relazione UTS vs energia all'impatto per $\tau_{0.2}=120$ minuti e tre diverse temperature di austempering

Figure 17: relationship UTS vs impact energy for $\tau_{0.2}=120$ min and three different temperature



Figura 18: frattura segmento zona luce scarico

Figure 18: piston ring fractured in front of exhaust port

cità e di allungamento si può notare che in alcuni casi ad un valore molto elevato di tenacità non corrisponde un elevato valore di allungamento: tale discordanza può essere imputata al fatto che le prove a trazione sono molto più sensibili alla presenza di eventuali disomogeneità della lega metallica visto che statisticamente la quantità di materiale sottoposto a stress a trazione è molto maggiore rispetto a flessione (impatto). La presenza di disomogeneità è dovuta alla fusione dei barrotti a grappolo, tecnologia non adatta a fusioni troppo grosse, ma che si è voluta mantenere per avere uniformità con la produzione vera e propria.

ASPETTI TECNOLOGICI

Dalle due fusioni precedenti si sono ottenuti risultati molto soddisfacenti ad ampiamente in linea rispetto agli standard. A questo punto risulta essere importante trasferire tali risultati sul prodotto finito individuando le caratteristiche meccaniche che il segmento deve possedere e valutando la possibilità che il passaggio a sezioni molto più sottili non determini un cambiamento della microstruttura finale.

Si è quindi passati ad una analisi sui meccanismi che portano

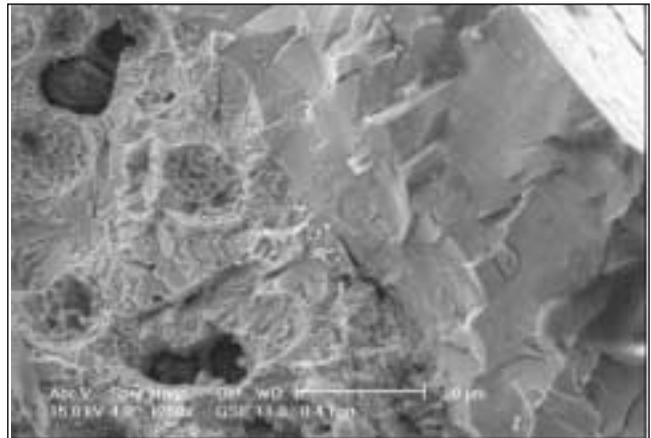


Figura 19: frattura segmento zona luce scarico e adesione cromo su ghisa

Figure 19: fracture in front of exhaust port and adhesion Chromium on cast iron

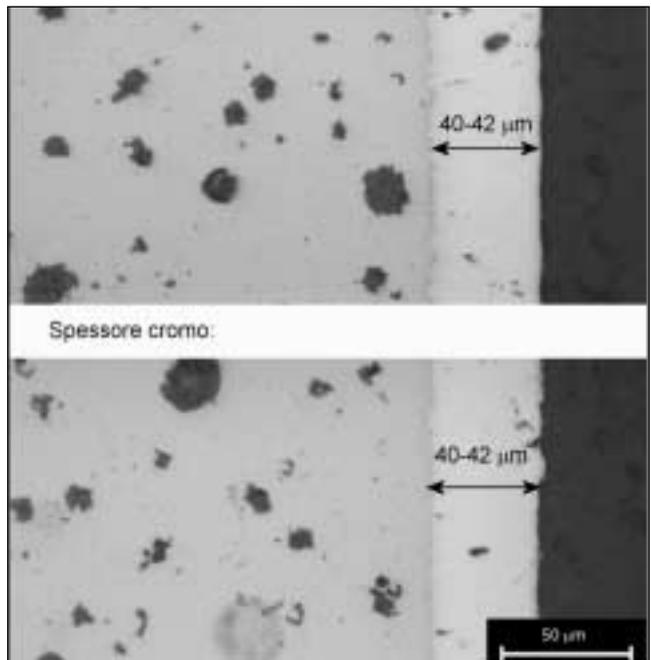


Figura 20: sezione segmento dopo 1 ora di funzionamento

Figure 20: piston ring cross section after 1 hour of working

alla rottura del segmento. L'argomento non è banale visto che alla rottura in un punto del segmento in esercizio segue il grippaggio del motore e la frantumazione sia del segmento che di parte del pistone e/o cilindro; è quindi impossibile individuare il meccanismo di frattura del segmento dopo che essa è avvenuta.

Per ovviare a tale problema si sono presi in considerazione segmenti utilizzati per tempi e modalità diverse. I segmenti analizzati sono stati utilizzati per motori da competizione per i quali, per diminuire il coefficiente d'attrito segmento/cilindro e per aver una maggior resistenza all'abrasione, viene depositato del cromo sulla superficie esterna. Alcuni di tali segmenti hanno funzionato per il tempo di 1 ora altri per tempi di 2.5 h ed altri ancora hanno subito una rottura senza completa frantumazione.

Nel caso dei segmenti rotti si è notato che la rottura si ha sempre quando il pistone è in fase di compressione, cioè nel moto di salita verso la camera di scoppio e la rottura inoltre avviene sempre nella zona della luce di scarico (Figura 18).

Dall'analisi al microscopio a scansione elettronica di seg-

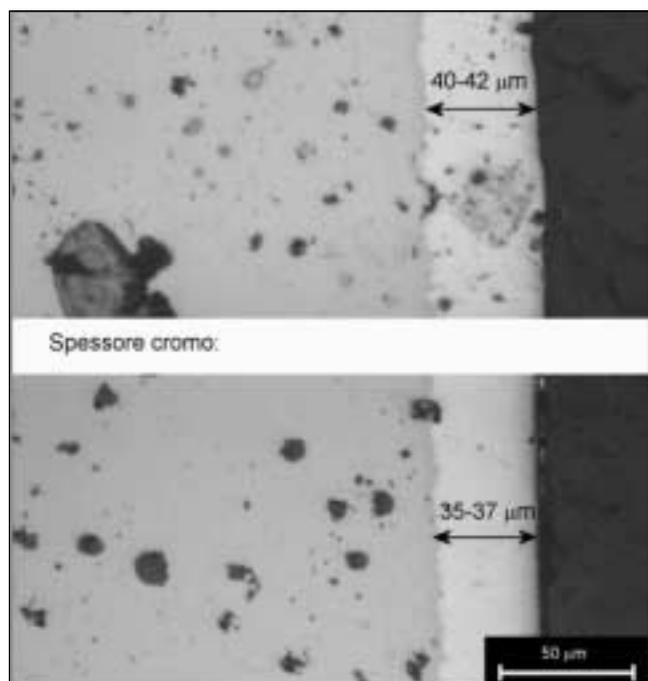


Figura 21: sezione segmento dopo 2.5 ore di funzionamento
 Figure 21: piston ring cross section after 2.5 hour of working

menti usati e fratturati manualmente applicando un momento flettente massimo nella zona della luce di scarico non si nota fratture dovute a fatica, neppure dopo l'analisi di più campioni: tale modalità è stata pensata perché piccole cricche che si fossero generate per fatica sarebbero state l'innesco alla rottura manuale (Figura 19).

Tale considerazione è molto importante in quanto, a seconda del numero di cicli che il componente deve effettuare (LCF o HCF), la resistenza a fatica di una ghisa austemperata dipende dalla quantità di austenite ritenuta, quindi in ultima analisi del suo trattamento termico [10,11].

Infine osservando sezioni di segmenti utilizzati per 1 ora o 2.5 ore si nota come vi sia usura del cromo: il primo campione (Fig. 20) presenta uno spessore del cromo pari a 40-42 μm sia verso il cielo del pistone (zona superiore della micrografia) che verso il basso, mentre nel secondo caso (Fig. 21) lo spessore verso la zona della biella (zona inferiore della micrografia) si riduce a 34-36 μm. Ulteriori analisi sulla superficie di usura di cromo hanno dato validità all'ipotesi che la rottura avvenga per progressiva usura dello strato di cromo e successivo impatto contro la luce di scarico.

Da questa analisi sui meccanismi di rottura del segmento risulta come di fondamentale importanza sia la resistenza all'urto del segmento contro le luci di scarico e/o immissione: sulla base delle analisi del meccanismo di cedimento in esercizio si è pertanto scelto quale grandezza critica del materiale da impiegare per la produzione del segmento la tenacità ad impatto della ghisa.

Per poter effettuare una scelta del trattamento termico più idoneo si è anche deciso di utilizzare come riferimento le proprietà meccaniche dell'acciaio X90CrMoV18 bonificato nelle condizioni di produzione. Per tale materiale si sono ottenuti 70 ± 7.9 J di energia all'impatto, 1356 ± 27 MPa quale UTS e un allungamento a rottura pari a 1.03 ± 0.09 . A titolo di esempio nel grafico di figura 22 si riportano tre curve a trazione relative all'acciaio, alla ghisa austemperata KDN a più elevato valore di UTS e la ghisa austemperata KDN a più elevato valore di allungamento; oltre a una differenza nel valore del modulo elastico tra acciaio e ghisa è importante notare come la ghisa presenti valori più elevati di allungamento in qualsiasi condizione di trattamento termico rispetto all'acciaio.

Un'ultima considerazione circa scelta del trattamento ottima-

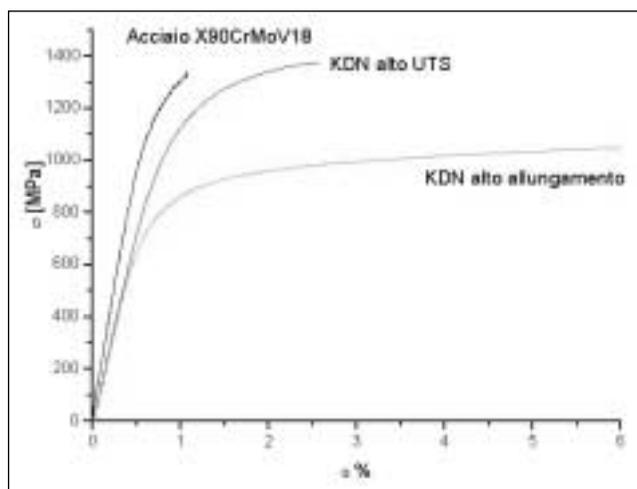


Figure 22: stress/strain curves for X90CrMoV18 tempered steel, KDN austempered ductile cast iron high UTS and KDN austempered ductile cast iron high elongation

Figura 22: curve sforzo-deformazione per acciaio X90CrMoV18 bonificato, ghisa austemperata KDN alto UTS e ghisa austemperata KDN alto allungamento

le riguarda, come già accennato, la lavorabilità della ghisa. Per garantire basse tolleranze dimensionali, richieste dallo specifico componente esaminato, è necessario che la ghisa sia facilmente lavorabile all'utensile, che non si impasti e che non abbia una durezza eccessiva tale da provocare eccessive vibrazioni in fase di tornitura. Sulla base dell'esperienza si è stabilito un limite superiore di durezza pari a 400 HV.

Sulla base delle considerazioni sopra elencate si è scelta quale lega e trattamento migliore la ghisa KDN austemperata a 360°C per 60 minuti; essa infatti garantisce:

1. elevatissima tenacità (160 J)
2. elevato UTS e σ_Y (>1000 MPa)
3. facilità di lavorazione
4. durezza non eccessiva (343 HV)
5. ottima resistenza a fatica HCF data l'elevata quantità di austenite ritenuta

Avendo quindi stabilito il trattamento termico ottimale scaturito da valutazioni su provini di dimensioni maggiori rispetto a quelle del componente, si è pensato, per uniformità di prova, di effettuare gli stessi trattamenti termici su segmenti grezzi in ghisa KDN. L'analisi microstrutturale e i valori di durezza risultano essere in linea con i dati ottenuti sui barrotti a conferma della stabilità del trattamento di austempering.

CONCLUSIONI

Nel seguente lavoro si è studiata la possibilità di impiegare una ghisa austemperata in sostituzione delle comune ghisa sferoidale quale materiale per la produzione di segmenti per motori endotermici. Si sono valutate due composizioni, una ghisa eutettica e la stessa ghisa con un certo quantitativo di elementi in lega e si sono studiate le proprietà del materiale al variare della temperatura e del tempo di austempering ottenendo ottime proprietà meccaniche in particolare per la ghisa legata. Analisi sul meccanismo di danneggiamento su componenti fuori servizio ha consentito di individuare nella tenacità del materiale la proprietà principale da perseguire con il trattamento di austempering. Considerazioni sulla produzione industriale dei segmenti hanno infine fatto scegliere quale trattamento termico ottimale un ciclo di austempering di 360°C per 60 minuti. Gli ottimi risultati della nuova ghisa austemperata per la produzione di segmenti si sono tradotti nella copertura di tale materiale nella specifica applicazione con la domanda di brevetto MI2002A001670 del 26/07/02 deposito n° 02027606.9.

BIBLIOGRAFIA

- [1] E. Dorazil "High strength austempered ductile iron" 1990, London, Prentice Hall
- [2] N.Darwish, R.Elliott "Austempering of low manganese ductile irons: Part 1 Processing windows" Materials Science and Technology July 1993 vol. 9 pag. 572-585
- [3] N.Darwish, R.Elliott "Austempering of low manganese ductile irons: Part 2 Influence of austenitising temperature" Materials Science and Technology July 1993 vol. 9 pag. 586-602
- [4] N.Darwish, R.Elliott "Austempering of low manganese ductile irons: Part 3 Variation of mechanical properties with heat treatment conditions" Materials Science and Technology October 1993 vol. 9 pag. 882-889
- [5] N.Darwish, R.Elliott "Austempering of low manganese ductile irons: Part 4 Relation between mechanical properties and microstructures" Materials Science and Technology January 1994 vol. 10 pag. 35-40
- [6] J. Hemanth "Fracture toughness of austempered chilled ductile iron" Materials Science and Technology August 1999, vol. 15 pag.878-883
- [7] R.Elliott "Cast Iron Technology" Butterworth & Co. Ltd. 1988
- [8] S.K. Putatunda, P.K. Gedicherla "Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as cast structure" Materials Science & Engineering A (1999) n° A268 pag 15-31
- [9] M.Bahmani, R. Elliott, N. Varahram "The austempering kinetics and mechanical properties of an austempered Cu-Ni-Mo-Mn alloyed ductile iron" Journal of Materials Science 1997 n°32 pag. 4783-4791
- [10] C.K. Lin, P.K. Lai, T.S. Shih "Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile irons-I. High-cycle fatigue" International Journal of Fatigue 1996 vol. 18, n° 5, pag 297-307
- [11] C.K. Lin, Y.L.Pai "Low-cycle fatigue of austempered ductile irons at various strain ratios" International Journal of Fatigue 1999 vol. 21, pag 45-54

A B S T R A C T

HEAT TREATMENT OPTIMIZATION
OF AN AUSTEMPERED DUCTILE CAST IRON
FOR THE PRODUCTION OF PISTON RING
FOR ENDOTHERMIC ENGINES

KEYWORDS:
piston ring, austempering, ductile cast iron

Although piston rings for endothermic engines are small components of low cost, they are very important to get high performance and low burn up: they have to provide for a perfect seal with the cylinder liner, for a high mechanical properties in order to have low inertial mass and high spring back, for a low coefficient of friction towards the cylinder liner and the piston groove and for, at the end, high toughness and high fatigue resistance. On the basis of the endothermic engine type the working conditions may be more or less hard: a two stroke engine is much more demanding than a four stroke because of the transfer and exhaust port against which the piston ring continuously impact and of the faulty lubrication. Further problems are that into the future much higher rpm and bigger exhaust ports are needed because of the new environmental laws. For these reasons a development in the materials for piston rings is needed so that the project claims are guaranteed without introducing machining problems: actually piston rings are small components (thickness less than 1 millimetre) produced by means of high precision machining (double oval turning) made to avoid the gas transit from the combustion chamber to the bottom zone. The piston rings are normally made of tempered steel (X90CrMoV18 or 54SiCr6) or cast iron (ductile cast iron, tempered cast iron, perlitic cast iron, mixed microstructure). Piston rings made of cast iron have lower coefficient of friction, lower seizing problems on the strength of the autolubricating effect that gives less hard contact conditions between ring and groove; moreover cast iron allows to made much more complicated shape. On the other side tempered steel has a higher toughness and fatigue resistance and for these reason it is chosen for high performance engines (competition engines, high rpm engines). Aim of this research has been the obtaining and the optimization of an austempered ductile cast iron (ADI) with comparable or better mechanical properties than the steels normally used in this application. As it's well known, the high mechanical properties of ADI is related to the particular microstructure: bainite, microstructural component with high hardness, is dipped in a high carbon austenite stabilized by alloying elements giving high strength and high toughness. To estimate the industrial interest and the use

of alloying element in ADI for piston ring applications, a full characterization of two different cast irons has been made: the first one, called S10, has 3.7% of Carbon and 2.7% of Silicon, the second one, called KDN, has 3.6% of Carbon, 2.7% of silicon and an amount of alloying elements. The addition of alloying elements is justified by:

1. opening the process window
2. toughening effect on the matrix
3. increasing the number of graphite nodules.

Nine different heat treatment were chosen. High properties were obtained: especially the alloyed austempered ductile cast iron showed high strength and toughness. Having gained different properties with different thermal treatment it was needed to understand which are the failure mechanisms of the piston rings. This point it's quite tricky because the failure of a piston ring lead to the seizure and shatter of the ring and/or the piston: therefore it's quite ambiguous understanding the fracture mechanism before it happens. To overtake this problem different piston ring used for different time were analyzed: some of these rings were destroyed after the use (because of a seizure), others were intact. From the broken rings it was possible to establish that the failure always happens when the piston is raising towards the combustion chamber and the fracture is located just in front of the exhaust port. Using S.E.M. on the intact rings it was not possible to see any fatigue crack whilst it was easy to recognize that there was much more wear towards the connecting rod that towards the combustion chamber. For all these reasons it was proposed that the failure of the piston ring was due to the wear of the surface in contact with the cylinder liner, the twisting and finally the impact against the exhaust port. So it's easily understandable that a main claim for a piston ring is a high toughness that can preserve against a disastrous failure. Finally, to compare the piston rings made of ADI and made of tempered steels, it was carried out a comparison between the KDN ADI and the X90CrMoV18 tempered steel. The results confirmed that at the same strength the KDN cast iron proposed a much higher toughness; moreover the possibility to choose different heat treatment gives a very flexible way to tailor the material to avoid workability problems (too high hardness). On the basis of these reasons the best heat treatment was an austempering temperature of 360°C for 60 minutes. This heat treatment assures:

1. high toughness (160 J)
2. high ultimate tensile strength (>1000 MPa)
3. workability
4. moderate hardness (340 HV60)
5. high fatigue resistance.