

Effetto del trattamento termico di austempering sulle caratteristiche microstrutturali e meccaniche di ghise sferoidali

S. Barbagallo, E. Cerri, S. De Riccardis

Le ghise ADI (Austempered Ductile Iron) sono prodotte mediante trattamento termico di “austempering” delle ghise duttili convenzionali. La loro matrice è costituita da una combinazione di ferrite aciculare ed austenite satura di carbonio. Lo sviluppo delle ghise ADI, ottenute mediante trattamento termico di “austempering” delle ghise sferoidali, ha reso disponibile una nuova famiglia di materiali ferrosi che offrono un’eccezionale combinazione di caratteristiche meccaniche quali: elevata resistenza statica ed a fatica, buona duttilità e tenacità a frattura, ottima resistenza all’usura. Queste proprietà ne permettono l’impiego in applicazioni strutturali heavy-duty e ne fanno una valida ed economica alternativa all’acciaio, forgiato o fuso, per componenti quali alberi, bielle motore, ruote dentate ecc. Le proprietà delle ghise ADI possono essere fatte variare significativamente in funzione della composizione della ghisa e dei parametri del trattamento. In questo lavoro sono state prese in esame due tipi di ghise sferoidali, facenti parte della categoria denominata GS600, differenti tra loro per composizione chimica: una ghisa basso legata (con Ni) e una non legata. I provini trattati sono stati colati secondo la norma UNI EN 1563 e testati in accordo con UNI EN 10002-1. Tali provini in ghisa sferoidale a matrice ferritico-perlitica sono stati sottoposti a trattamento termico di austempering. Tale trattamento è costituito da due stadi: l’austenitizzazione e la tempra isoterma. In entrambi gli stadi sono stati presi in esame differenti combinazioni dei 4 parametri di processo fondamentali (temperatura e tempo di austenitizzazione e di tempra) al fine di determinare la più ampia finestra di processo e conseguire la migliore combinazione di proprietà meccaniche. I risultati delle prove di trazione realizzate su provini trattati hanno evidenziato un consistente incremento della resistenza a trazione in tutte le condizioni ed anche un miglioramento dell’allungamento a rottura in determinate condizioni di trattamento. Durante la tempra isoterma, possono avere luogo due differenti stadi di reazione. Nel primo stadio si verifica la trasformazione dell’austenite primaria in una struttura lamellare (ausferrite) costituita da ferrite e austenite sovrassatura di carbonio. Nel secondo stadio l’austenite sovrassatura formata precedentemente si trasforma in una struttura fine di austenite e carburi e ciò determina un decremento delle proprietà meccaniche. Si è visto che l’effetto dell’aggiunta di elementi leganti come il Nickel determina un allungamento del tempo di inizio del primo stadio ed una diminuzione della velocità di reazione. Ciò può provocare, specialmente in campioni austenitizzati a temperature maggiori, la presenza di austenite non trasformata (in forma di martensite) con una conseguente diminuzione della duttilità. L’analisi microstrutturale eseguita al microscopio ottico con l’ausilio di tecniche di color metallography e al microscopio elettronico in scansione hanno permesso di seguire l’evoluzione della cinetica dei due stadi di reazione e di mettere in relazione le proprietà meccaniche e la distribuzione delle fasi presenti nel materiale.

Parole chiave: ghisa, trasformazione di fase, trattamenti termici, metallografia, prove meccaniche

INTRODUZIONE

Le ghise ADI (Austempered Ductile Iron), provengono dal trattamento termico di “austempering” di ghise duttili convenzionali. Il processo di austempering è stato utilizzato sugli acciai sin dal 1930 e solo dai primi anni '70 è stato applicato alle ghise sferoidali [1]. La matrice delle ghise austemperate è costituita da una combinazione di ferrite aciculare

ed austenite satura di carbonio. Le proprietà delle ghise ADI dipendono dalla loro composizione chimica e dai parametri del trattamento: facendo variare tali caratteristiche opportunamente è possibile ottimizzare le proprietà meccaniche. Le ghise ADI hanno una buona combinazione di proprietà meccaniche quali elevata resistenza statica ed a fatica, buona duttilità e tenacità a frattura, ottima resistenza all’usura. Dopo trattamento di austempering le proprietà sopra citate possono raggiungere valori superiori a quelli di altre ghise duttili convenzionali ed anche di molti acciai grezzi di colata o forgiati [1-5]. L’aggiunta di elementi leganti come ad esempio il nichel permette di migliorare l’austemprabilità ossia di ottenere strutture completamente trasformate anche in getti di notevole spessore [6]. Vari studi hanno tuttavia dimostrato [7-10] che gli elementi di lega solitamente aggiun-

S. Barbagallo, E. Cerri

I.N.F.M. – Dip. Ingegneria dell’Innovazione, Università di Lecce

S. De Riccardis

Officine e Fonderie De Riccardis Sas, Galatina (LE)

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

	C	Si	Ni	Cu	Mn	P	Mg	Cr	S	Fe
ADI 1	3,42	2,99	0,85	0,33	0,10	0,06	0,055	0,03	0,01	Rim.
ADI 2	3,6	2,9	-	0,95	0,09	0,04	0,044	-	0,01	Rim.

Tab. 1: composizione chimica delle ghise sferoidali trattate

Tab. 1: Chemical composition of the ADI irons considered.

GHISA ADI 1 (con Ni)	Temperature (°C)	Tempi (min)
Austenitizzazione	870	90
Tempra	300, 350, 400	30, 60, 120, 240, 360
Austenitizzazione	900	90
Tempra	300	30, 60, 120, 240, 360, 480
GHISA ADI 2	Temperature (°C)	Tempi (min)
Austenitizzazione	870, 900	30, 60 90
Tempra	350, 400	30, 60, 120, 240, 360

Tab. 2: condizioni del trattamento studiate

Tab. 2: Thermal treatments conditions investigated

ti nelle ghise ADI possono segregare determinando disomogeneità nella struttura finale e quindi caduta delle proprietà meccaniche.

L'obiettivo di questo lavoro è stato quello di valutare l'effetto delle condizioni di trattamento sulle proprietà meccaniche microstrutturali di due ghise sferoidali austemperate. L'effetto della presenza di nichel in una delle due ghise studiate ha permesso inoltre di valutare gli effetti di questo elemento sulle cinetiche delle due stadi che caratterizzano il processo di austempering.

MATERIALE E PROCEDURA SPERIMENTALE

Sono state trattate termicamente ghise sferoidali a matrice ferritico-perlitica che per composizione chimica (Tabella 1) e caratteristiche meccaniche rientrano nella classe denominata commercialmente GS600. La ghisa contenente Ni sarà identificata di seguito con ADI1, mentre la ghisa non legata con ADI2.

I getti sono stati realizzati secondo la normativa UNI EN 1563 [11]. La geometria dei provini di trazione tratti dai tali getti e la modalità della prova sono state conformi alla normativa UNI EN 10002 [12]. I provini sono stati lavorati prima del trattamento termico il quale non ha comportato variazioni dimensionali. Le condizioni dei trattamenti termici realizzati sono presentate in Tab. 2.

Le prove di trazione sono state fatte solo per i campioni austenitizzati a 870°C. L'austenitizzazione è stata effettuata in forni a muffola seguita immediatamente dalla tempra isoterma in bagni salini. I campioni sono stati raffreddati in aria. Dopo una pulitura superficiale i campioni sono stati testati mediante una macchina di trazione con cella di carico da 300kN. Per ciascuna condizione di trattamento sono stati testati tre provini. La durezza Rockwell C è stata misurata per tutte le condizioni di trattamento. Per i campioni austenitizzati a 900 in ghisa ADI 1 (con Ni) sono state effettuate anche delle prove di microdurezza Vickers al fine di stabilire il profilo di durezza tra due diversi noduli. La presenza di martensite è stata messa in evidenza tramite attacco chimico a base di metabisolfito di potassio e acqua, che rende scura la martensite. La microstruttura dei vari campioni è stata studiata al microscopio ottico ed elettronico dopo attacco chimico nital 2%. Al fine di individuare e distinguere l'austenite dalla ferrite è stato utilizzato un attacco chimico di color etching denominato Behara. Mediante il software per l'elaborazione delle immagini è stato possibile valutare il contenuto di austenite e le dimensioni degli sferoidi di grafite per ogni condizione del trattamento. Quest'ultima analisi è stata condotta su campioni non attaccati e ha permesso di

valutare l'eventuale deposizione di grafite secondaria sui noduli durante il trattamento. Sono state quindi osservate le superfici di frattura dei provini trazionati al SEM.

In questo studio saranno presi in considerazione e discussi con maggior dettaglio i risultati ottenuti da trattamenti comuni alle due ghise.

RISULTATI SPERIMENTALI E DISCUSSIONE

In fig. 1 è presentata la struttura iniziale della ghisa sferoidale ADI 1. Non sono state riscontrate rilevanti differenze tra i due tipi di ghise allo stato as cast: il contenuto di ferrite si attesta intorno al 55% e quello di perlite è approssimabile al 45% per entrambe le ghise testate.

Anche dal punto di vista del diametro medio degli sferoidi, le due ghise sono molto simili. Nella ghisa ADI 1 esso ha un valore medio pari a $19 \pm 8 \mu\text{m}$ mentre nella ADI 2 è stato riscontrato un valore di $21 \pm 7 \mu\text{m}$.

In Figura 2 sono riportati gli effetti del trattamento termico sulle proprietà meccaniche delle due ghise prese in esame. L'andamento della resistenza a trazione è molto simile a quello dello snervamento. Il trattamento termico produce un notevole incremento della resistenza a trazione rispetto al valore iniziale della ghisa as cast. Il pro-trarsi del trattamento di tempra sembra non influenzare in maniera rilevante tale proprietà. Le differenze tra i valori di resistenza a trazione delle due ghise sono dello stesso ordine di grandezza della

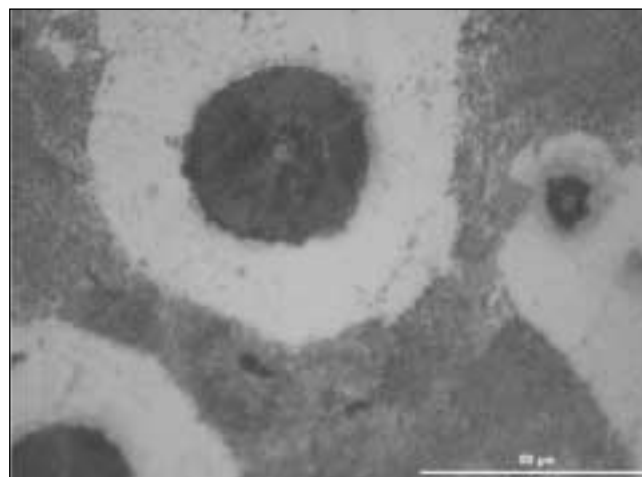


Fig. 1 - Struttura della ghisa ADI 1 allo stato as cast. (micrografia ottica).

Fig. 1: As cast structure of ADI 1 iron (light microscopy)

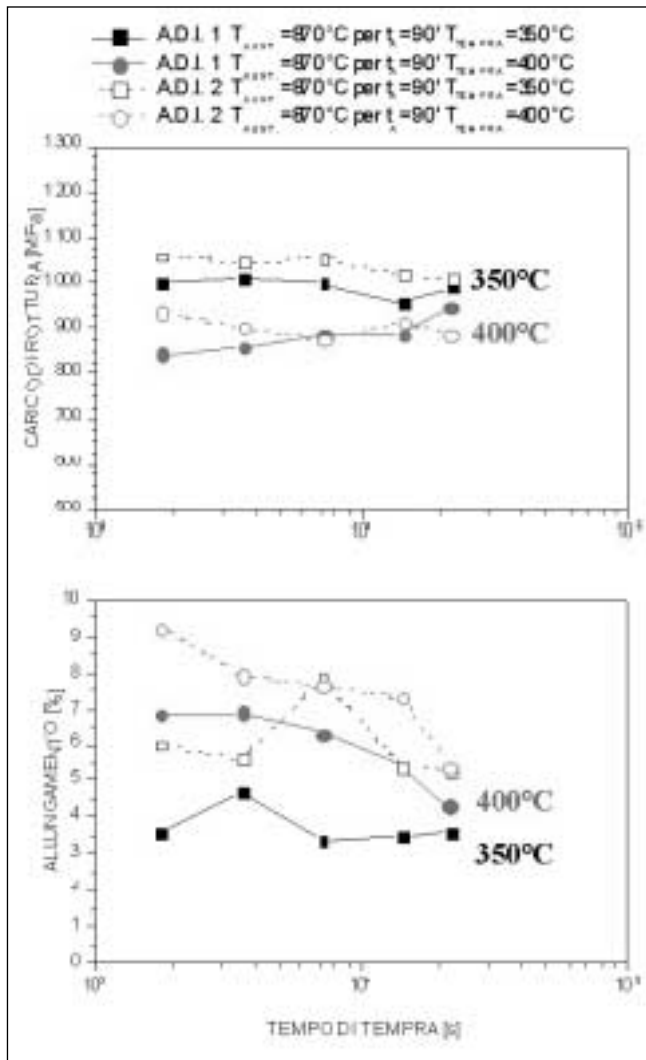


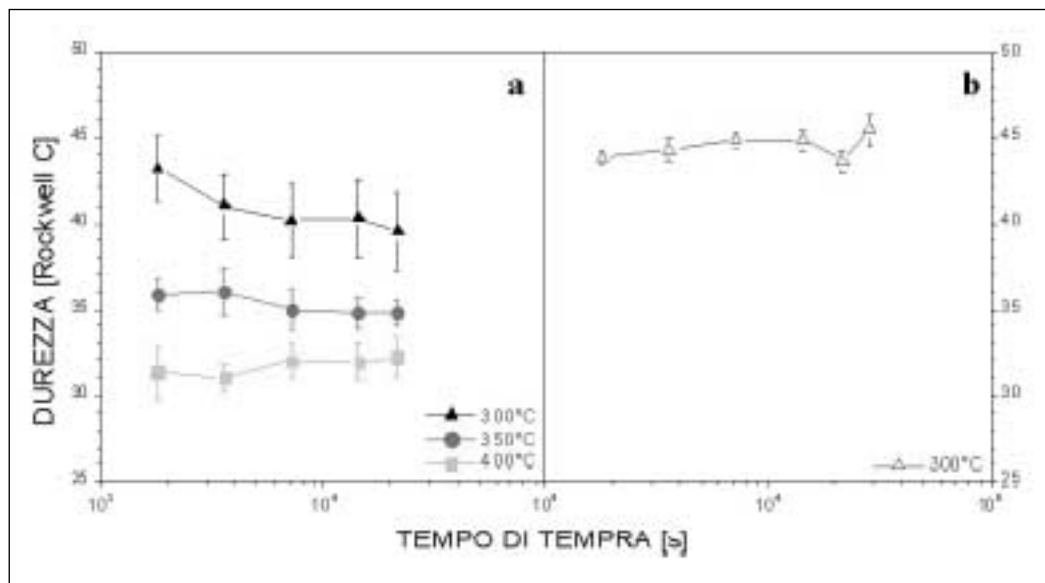
Fig. 2: variazioni delle proprietà meccaniche in funzione del tempo e della temperatura di tempra. Confronto tra le due ghise testate.

Fig. 2: Evolution of mechanical properties as function during austempering at different temperatures

differenza iniziale prima del trattamento. Nel grafico relativo all'allungamento si nota che per temperature di tempra più elevate si verifica un decremento dell'allungamento col

Fig. 3: Variazioni di durezza durante il trattamento di tempra relative alla ghisa ADI 1 (con Ni). In a sono raccolti i grafici relativi ai campioni austenitizzati a 870°C per 90 min. mentre in b quello relativo ai campioni austenitizzati a 900°C per 90 min.

Fig. 3: Evolution of RC hardness during austempering treatment on ADI 1 (Ni-alloyed). a: austempering after austenitizing at 870° for 90min. b: austempering after austenitizing at 900° for 90 min.



tempo di tempra. Ciò è imputabile all'inizio del secondo stadio della reazione in cui l'austenite ritenuta si trasforma in carburi e ferrite. In particolare si nota che nella ghisa ADI 1 l'allungamento si mantiene inizialmente quasi costante, per poi decrescere lentamente. Nelle curva relativa alla ghisa ADI 2 la diminuzione dell'allungamento a rottura si verifica fin da tempi di tempra brevi. Tale differenza nell'andamento delle due curve è imputabile al ritardo che il nichel, presente nella ADI 1, può determinare, nel completamento del primo stadio. Temperature di tempra maggiori aumentano la duttilità e diminuiscono la resistenza e la durezza.

I grafici in fig. 3 mostrano le variazioni di durezza misurate nei campioni ADI 1 austemperati secondo le condizioni riportate nel grafico. L'aumento della temperatura di austenitizzazione determina un allungamento dei tempi di completamento del primo stadio della reazione. Tale fenomeno è particolarmente rilevante soprattutto in campioni temprati a 300°C nei quali la durezza è particolarmente elevata. L'elevata durezza è in questi casi attribuibile al mancato completamento del primo stadio della reazione che da luogo alla trasformazione dell'austenite residua (non trasformata) in martensite. I valori di microdurezza Vickers ottenuti sono mostrati in Fig. 4. Dal momento che il nichel segrega vicino ai bordi dei grani ci si aspetterebbe che in quelle zone l'inizio e il completamento del primo stadio della reazione sia maggiormente ritardata e pertanto che la martensite sia rinvenuta specialmente in prossimità dei noduli. I valori di microdurezza e le osservazioni al microscopio ottico hanno messo in evidenza il contrario. In realtà il nodulo di grafite innesca la reazione del primo stadio e quindi sebbene la reazione sia ritardata per effetto del Ni essa incomincia pur sempre nei pressi dei noduli. I noduli di grafite giocano un ruolo molto importante sull'inizio e sul completamento del primo stadio della reazione ed hanno un effetto predominante anche sul ritardo dovuto alla presenza del nichel. La trasformazione del primo stadio sebbene ritardata dalla presenza del nichel ha comunque inizio in prossimità dei noduli e si propaga verso l'esterno della cella che ha per centro lo sferoide in maniera progressiva. L'influenza dello sferoide di grafite sulla cinetica del primo stadio spiega la presenza delle zone di martensite nelle zone intercellulari nei campioni temprati a 300°C nei quali la reazione è maggiormente ritardata per effetto della più lenta diffusività del carbonio a quella temperatura.

La deposizione di grafite secondaria sui noduli è stata messa in evidenza tramite lo studio della variazione dei diametri equivalenti dei noduli durante la tempra solo alle alte temperature di tempra, dove la diffusività del carbonio è più eleva-

ta, e solo nella ghisa ADI 2 dove l'assenza del nichel rende più veloci le cinetiche di trasformazione dell'austenite primaria. La fig. 5 mostra una zona di deposizione secondaria di grafite su un nodulo, rilevata in una campione di ghisa ADI 2 temprata a 400°C. Sempre dalla figura 5 è possibile vedere come in nuclei di ferrite primari abbiano un'orientazione differente rispetto all'asse principale del nucleo di ferrite. Quest'ultimo, in seguito all'unione di più nuclei primari paralleli tra loro assume la tipica struttura a "spiga di grano". La microstruttura della ghisa al termine del trattamento termico è fortemente influenzata dalla temperatura di tempra.

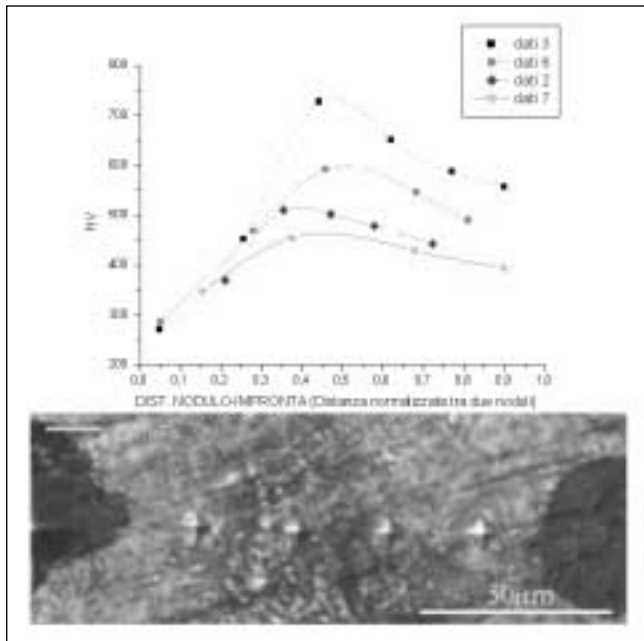


Fig. 4: profilo di durezza tra due noduli vicini. Campione ADI 1 temprato a 300°C per 120'.

Fig. 4: Hardness variation between nodules. ADI 1 sample austempered at 300°C for 120min.

Si nota infatti che a temperature di tempra più alte la struttura è costituita da blocchi interconnessi di austenite, mentre alle temperature di tempra più basse si verifica la formazione di un numero maggiore di nuclei di ferrite che da luogo ad una struttura assai più fine con austenite presente a forma di film sottili e particelle di ridotte dimensioni tra i nuclei di ferrite [7,13,14]. Tali differenze sono chiaramente visibili anche dal semplice confronto tra campioni temprati a 350° e 400°C come si evince dalla Fig. 6.

La dissoluzione dell'austenite ritenuta (austenite arricchita in carbonio durante il primo stadio della reazione) è fortemente influenzata dalla distanza tra i vari nuclei di ferrite. Dai grafici in fig. 7 si vede come la percentuale di austenite diminuisce col tempo per i campioni temprati a 350°, mentre per quelli temprati a 400° le variazioni col tempo sono meno evidenti (ad eccezioni di quelli austenitizzati a 870° per 90'). Questi dati lasciano supporre che la matrice sia completamente trasformata già prima di 30 minuti per entrambe le condizioni.

La riduzione della percentuale di austenite con il tempo di tempra, per i provini austenitizzati a 350°, può essere imputata all'attivarsi del secondo stadio già dopo 30 minuti. Nei campioni temprati a 400° il secondo stadio sembra invece essere ritardato. Tale comportamento potrebbe sembrare inaspettato, infatti a causa della maggiore diffusività del carbonio all'aumentare della temperatura di tempra ci si aspetterebbe un aumento della velocità della trasformazione.

Tuttavia, come evidenziato dalle micrografie nella figura 6, la riduzione della temperatura di tempra produce una maggiore densità di nuclei di ferrite. Passando da una tempra a 350° ad una tempra a 400° aumenta pertanto la distanza tra i nuclei di ferrite e quindi il cammino di diffusione del carbonio per arricchire l'austenite. Questo aumento del cammino può compensare l'aumento della diffusività e quindi produrre un rallentamento sia del primo che del secondo stadio della trasformazione. Quanto detto è valido anche per la ghisa ADI 1 contenente Ni. Si può concludere che a temperature di tempra molto basse la reazione è rallentata per effetto della diffusività del carbonio eccessivamente ridotta e per la presenza di Nichel, a temperature di tempra elevate

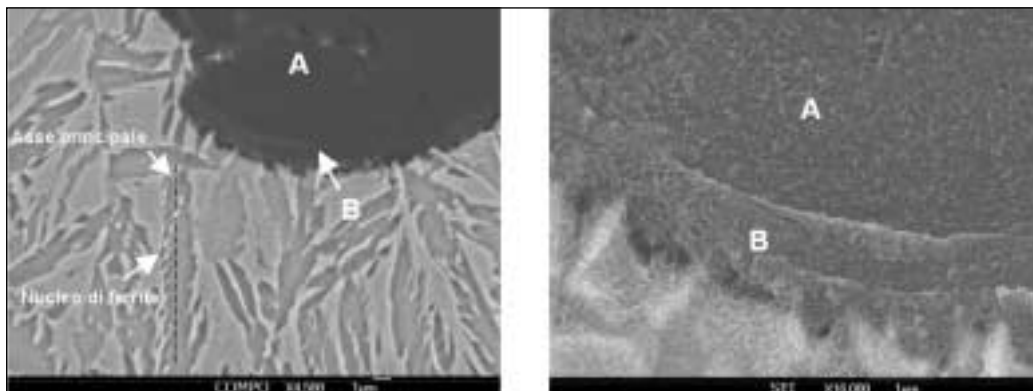


Fig. 5: struttura della ghisa dopo trattamento termico di austempering. Sono evidenti i nuclei di ferrite con la loro caratteristica morfologia a "spiga di grano". La zona indicata con A è il nodulo di grafite iniziale mentre con B è indicato lo strato di grafite secondaria depositata durante la tempra a 400°C.

Fig. 5: Microstructure of ADI 2 iron. Morphology of ferrite nuclei is shown in A. The zone indicated with A is the initial graphite nodule while the zone indicated with B in the secondary graphite deposition layer.

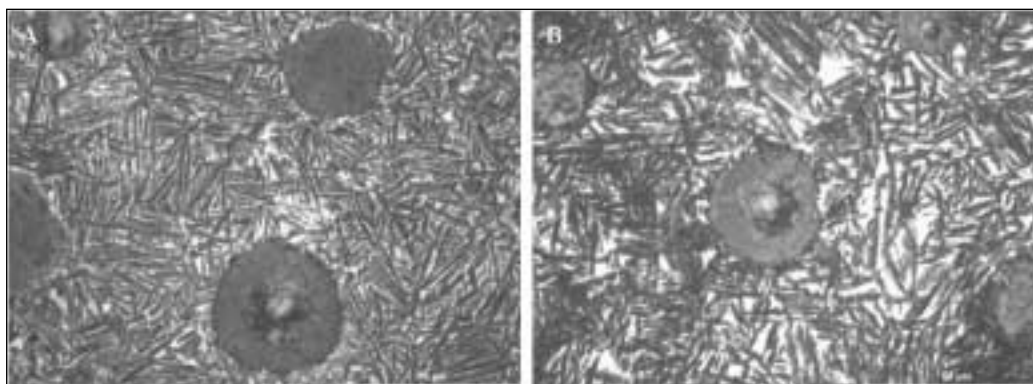


Fig. 6: aspetto della microstruttura delle ghisa ADI 1 dopo tempra a 350° (A) e 400° (B).

Fig. 6: Microstructure of ADI 1 iron after austempering at 350°C (A), and 400°C (B).

Fig. 7: variazioni del contenuto di austenite in funzione del tempo di tempra. Ghisa ADI 2.

Fig. 7: Variation of the austenite content during the austempering treatment in ADI 2.

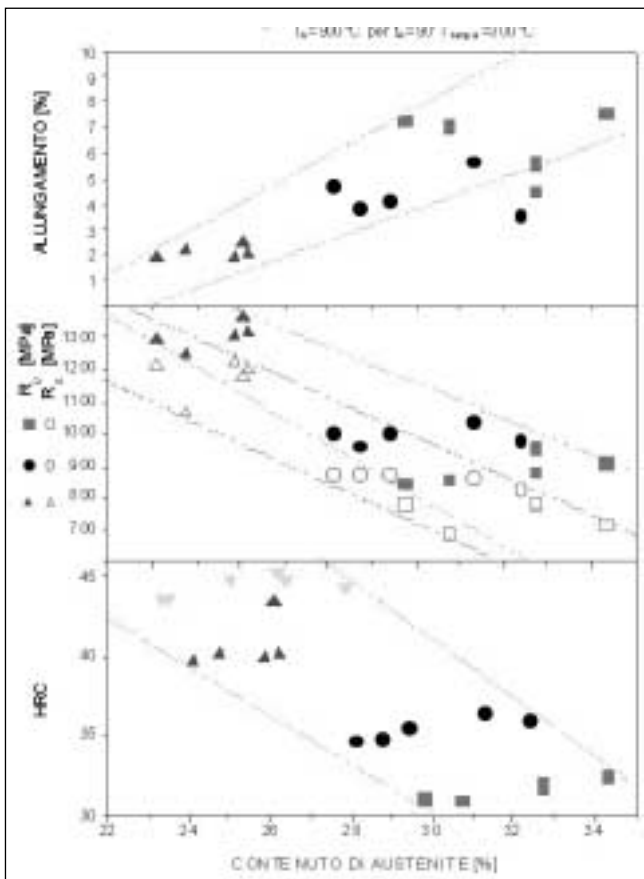
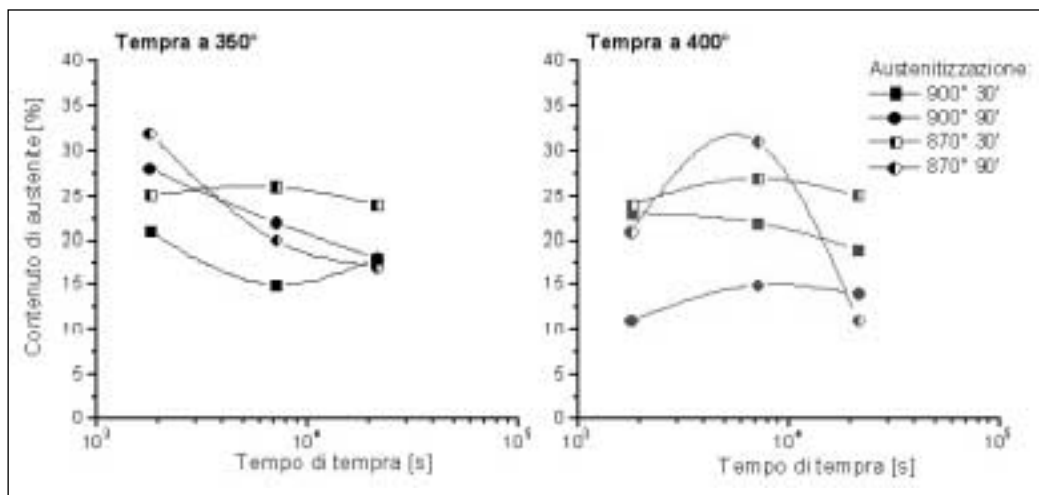
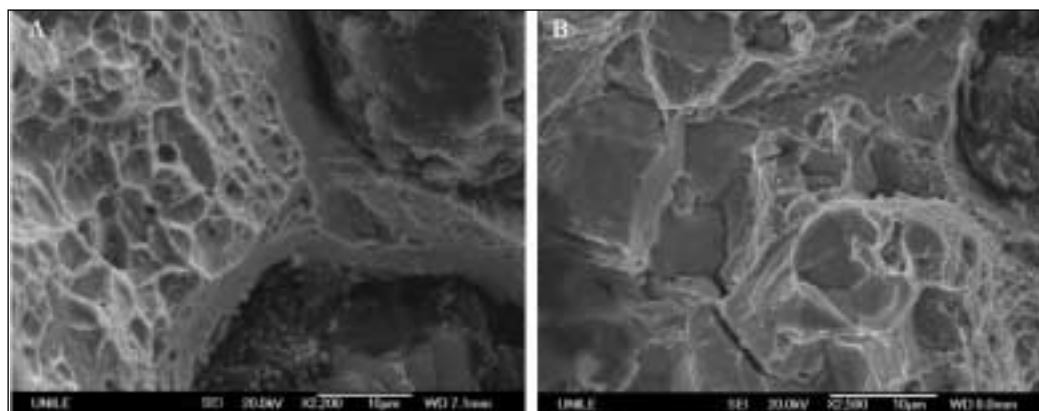


Fig. 8: variazione delle proprietà meccaniche in funzione del contenuto di austenite per campioni in ghisa ADI 1.

Fig. 8: Effects of HC austenite content on mechanical properties.

Fig. 9: superfici di frattura rilevate in campioni di ghisa ADI 1. In A tipico aspetto duttile delle aree vicine agli sferoidi. In B frattura intergranulare riscontrata in campioni temprati a 300°C.

Fig. 9: Fracture surface of ADI 1 samples. A typical ductile area is shown in A. An intergranular fracture zone is shown in B. Sample in figure B was austem



la reazione viene ugualmente ritardate a causa di fattori inerenti la microstruttura del materiale. Quanto detto sembra essere in contrasto con quanto osservato in precedenza a proposito della variazione dell'allungamento a rottura col tempo di tempra. In realtà la decomposizione dell'austenite in ferrite e carburi (ovvero il secondo stadio della reazione), ha un effetto molto più evidente nei campioni temprati a 400°C che in quelli temprati a 350°C. La trasformazione dei grossi blocchi di austenite caratteristici dei campioni temprati a temperature più alte (fig. 6B) in ferrite e carburi determina un calo drastico dell'allungamento a rottura fin dall'inizio del secondo stadio della reazione. Al contrario la trasformazione delle particelle e dei film sottili di austenite ritenuta tipica dei campioni temprati a 350°C determina una diminuzione dell'allungamento a rottura non riscontrabile fin dall'inizio della trasformazione visto che la struttura notevolmente più fine (fig 6A) contribuisce in maniera più rilevante all'assorbimento delle tensioni e delle deformazioni. I grafici in Fig. 8 mostrano la relazione tra le proprietà meccaniche e la concentrazione di austenite riscontrate nei campioni di ghisa ADI 1. I dati sperimentali evidenziano le strette relazioni esistenti tra contenuto di austenite e proprietà meccaniche. È evidente infatti che un maggiore contenuto di austenite determina un incremento dell'allungamento a rottura. L'austenite ritenuta costituisce la fase che conferisce duttilità al sistema. Ne consegue anche che un maggiore quantitativo di austenite determina minori durezze e resistenze a rottura. I campioni temprati a 300°C manifestano caratteristiche meccaniche influenzate anche dalla presenza della martensite nelle zone intercellulari. Grafici simili sono stati ottenuti anche dallo studio dei campioni in ADI 2 anche se tali relazioni sono meno evidenti.

Le superfici di frattura mostrano una morfologia di tipo misto. In prossimità degli sferoidi di grafite presso i quali le tensioni sono intensificate per effetto della presenza stessa

dello sferoide, le superfici sono prevalentemente duttili. Mentre nelle zone distanti dai noduli la frattura è di tipo più fragile con zone di clivaggio. Zone a frattura intergranulare hanno caratterizzato prevalentemente i campioni temprati alle temperature più basse e sono state rinvenute esclusivamente nei campioni di ghisa ADI 1. Esempi di superfici di frattura sono presentati nella seguente fig 9.

CONCLUSIONI

Lo studio realizzato sulle ghise ADI prese in esame ha permesso di conseguire numerose informazioni sulle variazioni microstrutturali e sulle cinetiche occorrenti nei due stadi della reazione di austempering. I principali risultati si possono sintetizzare come segue:

- Il trattamento di austempering determina una sostanziale aumento di tutte le proprietà meccaniche ed in particolare della resistenza a trazione e della durezza rendendo tali ghise paragonabili a numerosi tipi di acciai e utili per impieghi heavy-duty.
- I parametri di processo influenzano notevolmente le proprietà e la microstruttura di tali ghise. I campioni temprati hanno manifestato una struttura completamente trasformata per tutte le condizioni testate.
- La presenza del nichel influenza notevolmente le cinetiche del primo stadio della reazione rendendo più lenta la trasformazione dell'austenite primaria in ferrite e austenite ritenuta. Il massimo spessore austemprabile ottenibile con ghise al nichel è pertanto superiore rispetto a quello ottenibile in ghise non legate. Il trattamento deve comunque essere ottimizzato per evitare la presenza di austenite residua e quindi martensite al termine del trattamento.
- Esistono evidenti relazioni tra proprietà meccaniche e austenite ritenuta. È pertanto possibile ottenere la migliore combinazione di proprietà meccaniche agendo sui parametri di processo.
- All'aumentare della differenza tra temperatura di austenitizzazione e temperatura di tempra la velocità di reazione del primo stadio diminuisce e ciò comporta la presenza di austenite residua alla fine del trattamento che si trasforma in martensite a temperatura ambiente.

BIBLIOGRAFIA

[1] Rio Tinto Iron & Titanium Inc.: "Ductile Iron Data for Design Engineers" (1990).

[2] Y. Tanaka, H. Kage: "Development and Application of Austempered Spheroidal Graphite Cast Iron" *Materials Transaction*, vol. 33, n. 6 (1992), pp. 543-557.

[3] Casting in "ASM Handbook", ASM International, (1995).

[4] Roy Elliot "Cast Iron", Butterwort & Co. , England (1988).

[5] Y. Tanaka, H. Kage "Development and Application of Austempered Spheroidal Graphite Cast Iron" *Materials Transaction*, vol. 33, n. 6 (1992), pp. 543-557.

[6] B. Bosnjek, B. Radulovic, K. Pop Tonev, V. Asanovic "Influence of Microalloying and Heat Treatment on the Kinetics of Bainitic Reaction in Austempered Ductile Iron" *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 10 (2001), pp. 203-211.

[7] B.Y. Lin, E.T. Chen, T.S. Lei "The effect of alloy element on the microstructure and properties of austempered ductile irons" *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 32 (1995), pp. 1363-1367.

[8] H.Bayati, R.Elliott "Effect of microstructural features on the austempering heat treatment processing window" *Materials Science Forum*, vol. 329-330 (2000), pp. 73-78.

[9] S.K.Putatunda, P.K.Gadicherla "Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as cast structure" *Materials Science and Engineering*, vol. 268 (1998), pp. 15-31.

[10] M.Bahmani, R.Elliott, N.Varaham "The austempering kinetics and mechanical properties of an austempered Cu-Ni-Mo-Mn alloyed ductile iron" *Journal of Materials Science*, vol. 32 (1997), pp. 4783-4791.

[11] UNI EN 1563 "Fonderia: Getti di ghisa a grafite sferoidale", UNI ENTE NAZIONALE ITALIANO DI UNIFICAZIONE, (Novembre 1998).

[12] UNI EN 10002 Parte I "Materiali metallici: Prova di Trazione (Metodo di prova a temperatura ambiente)", UNI ENTE NAZIONALE ITALIANO DI UNIFICAZIONE, (Gennaio 1992).

[13] J. Aranzabal, I.Gutierrez, J.M. Rodriguez-Ibabe, J.J. Urcola "Influence of the amount and morphology of retained austenite on the mechanical properties of an austempered ductile iron" *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 28A (1997), pp. 1143-1156.

[14] M.Yan, W.Z. Zhu "Morphology of bainitic platelets of austempered ductile iron and their effects on mechanical properties" *Journal of Materials Science Letters*, vol. 15 (1996), pp. 1044-1047.

A B S T R A C T

EFFECT OF THE AUSTEMPERING THERMAL TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF SPHEROIDAL CAST IRON

KEYWORDS:
spheroidal cast iron, austempering, ADI

Austempered Ductile Iron (ADI) comes from the austempering thermal treatment applied to the ductile iron. ADI iron's matrix is made of acicular ferrite in high carbon content austenite. The application of austempering on spheroidal cast iron has revealed the availability of a new class of ferrous

metals with a good combination of mechanical properties such as fatigue properties, fracture toughness, wear resistance and ductility. ADI irons are therefore suitable for structural and heavy-duty applications and less expensive than steel. ADI iron is used for crankshafts, camshafts, connecting rods, gear wheels etc... Mechanical properties of ADI iron made parts can be optimised by selecting the proper set of thermal treatment parameters. Spheroidal cast irons with different composition but belonging to the same class (GS600) concerning mechanical properties were studied in this work. The first alloy was a Ni alloyed spheroidal cast iron (ADI 1) while the second (ADI 1) was unalloyed

(Tab.1). Samples were cast and tested according respectively with the UNI EN (Euro Norm) 1563 and UNI EN 10002-1. The original microstructure (Fig. 1) of both the iron studied was made of ferrite (55%) plus pearlite (45%). Samples were austempered under different combinations of the thermal treatment parameters. Austempering consists of two different stages: austenitizing and quenching in salt bath. Different combinations of the main process parameters (austenitizing time and temperature and quenching time and temperature) were taken into considerations in order to determine the width of the process window in which the optimal mechanical properties are obtained (treatment conditions are listed in Tab 2). Tensile test results on the austempered samples show a considerable increase in tensile strength and hardness in every treatment conditions (Figures 2, 3). Also the elongation to fracture was increased in some treatment conditions (Fig. 2). Transformations taking place during austempering can be divided into two stages. During the first stage, austenite begins to transform into ferrite obeying to the metastable equilibrium relationship between ferrite and austenite. The carbon released by the ferrite nuclei enriches the austenite. The high carbon content depresses the M_s temperature below 193 K and therefore the so called high carbon (HC) austenite is stable at room temperature. However, the HC austenite is not stable indefinitely. If the material is maintained into the salt baths over a certain time, stage II reaction begins. During stage II, the HC austenite previously formed, decomposes into carbide and ferrite. The second stage transformation is generally related with a ductility decrease. The HC austenite decomposition seems to be enhanced by higher austempering temperatures. In fact, the elongation to fracture values decrease during austempering at 400°C (Fig 2). Anyway it can be noticed also that the elongation to fracture decreases faster in ADI 2 samples (unalloyed) rather than in ADI 1 (nickel alloyed iron). The addition of Ni delays stage I reaction and slows down its kinetic. This effect produces also a consequential delay of the second stage and a reduction of the process window width. Therefore the different behaviour of the two irons evidenced in Fig. 2, can be attributed to the Ni effects. In Ni-alloyed iron samples austenitized at higher temperature, the kinetic of stage I is so slowed that an amount of primary (untransformed) austenite becomes martensite at the end of the treatments in salt bath during the room temperature cooling. The presence of martensite produces a considerable ductility loss. Fig. 4 shows the effect of martensite presence on the micro-hardness Vickers variation between different spheroids. The HV peak is imputable to martensite presence which was moreover evidenced by the etching. In ADI 1 samples austempered at 300°C after austenitizing at 870°C the values of HRC decrease (Fig. 3). This behaviour is consequence of the Ni addition. As the austempering time is increased, stage I reaction goes on and the presence of primary austenite after austempering is reduced. The reduction of the primary austenite amount produces a decrease of HRC. The evolutions of the two diffe-

rent stages reactions and their relationship with the mechanical properties were pointed out by means of microstructural analysis performed at light optical microscope with the aid of colour metallography techniques and at scanning electron microscope (SEM). The typical microstructure of an ADI is shown in Fig. 5. The original ferrite nuclei join each other to form the main ferrite needle. Secondary graphite deposition on spheroids was revealed only in ADI 2 samples at high austempering temperature (400°C) and after long austempering time (4-6h) (Fig. 5). The austempering temperature strongly influences the microstructure and particularly the morphology of austenite as shown in figure 6. At 400°C the microstructure is coarser and large austenite interconnected blocks are formed. At lower temperatures the ferrite nuclei are smaller and well distributed, the microstructure is finer and austenite films surround the ferrite needles (Fig. 6). The distance between the different ferrite nuclei influences the II stage kinetic. The amount of HC austenite decreases faster during austempering at 350°C than at 400°C in unalloyed iron (Fig. 7). The higher diffusion rate at higher temperature does not justify this behaviour. Actually the austempering at lower temperatures (350°C) produces a higher density of ferrite nuclei and therefore the length of the carbon diffusion path to enrich austenite is shorter than that at higher temperatures (400°C). The reduced carbon diffusion path length at 350°C seems to influence the stage I kinetic more than the decreased diffusivity rate; therefore the first stage reaction is completed earlier at 350° than at 400°C. The higher reaction rate of stage I at 350°C anticipates the beginning of the second stage reaction and slows down its kinetics. Ni-alloyed iron has shown a similar behaviour. Anyway the excessive reduction of the austempering temperature (300°C) and the presence of Nickel as substitutional element in the crystal lattice produce a considerable reduction of the carbon diffusion rate and consequently of the stage I kinetic. The decomposition of HC austenite in ferrite and carbide has more evident effects in samples austempered at 400°C than at 350°C. In fact, the transformation of the large HC austenite blocks formed during austempering at 400°C in ferrite and carbide produces a considerable decrease of the elongation to fracture since the beginning of the II stage reaction. On the contrary the transformation of the HC austenite thin film or small particles which are present in samples austempered at 350°C, does not influence strongly the elongation to fracture values since the microstructure is finer. The influence of the amount of austenite content on mechanical properties is clearly shown in figure 8. There is an almost linear relation between the main mechanical properties and austenite content. Near graphite nodules the fracture surface is mostly ductile (Fig. 9) since the presence of spheroids contributes to void nucleation by increasing the strain field in the surroundings. Far from nodules several cleavage fracture areas were detected. In Ni-alloyed iron and only at low austempering temperatures some intergranular fracture areas were revealed.