

Le segregazioni nei forgiati: esempi di rotture e possibili interventi per limitarne la presenza

G.M. La Vecchia, M. Gelfi, F. Zola

I forgiati prodotti in acciaio al manganese presentano un numero di scarti per formazione di microcricche rilevabili con i controlli ad ultrasuoni nella fase finale del ciclo produttivo sopra alla media degli scarti tipici delle famiglie di acciai da bonifica destinati alla realizzazione di pezzi forgiati. Tale anomalia è stata analizzata nel presente lavoro, innanzitutto dal punto di vista microstrutturale, evidenziando come la causa di tali difetti sia riconducibile alla localizzazione di carbonio e manganese nelle zone che andranno incontro a rottura in corrispondenza delle quali vi è una spiccata tendenza alla formazione di strutture fragili di tipo bainitico o martensitico. Si è proceduto quindi alla verifica della possibilità di eliminare lo stato segregativo con trattamenti di omogeneizzazione effettuati alle massime temperature compatibili con i forni industriali (1320°C) senza però ottenere la totale eliminazione delle differenze locali di composizione chimica, condizione questa che non elimina il rischio di ulteriore formazione di zone segregate durante i trattamenti di normalizzazione o di tempra che vengono richiesti nelle specifiche tecniche per i forgiati in acciaio al manganese. Le prove effettuate, confermate anche da cicli termici appositamente realizzati in forni di laboratorio, sottolineano l'importanza di produrre lingotti in acciaio al manganese con segregazioni più che controllate per limitare i casi di non conformità dei pezzi forgiati prodotti in acciaio al manganese.

PAROLE CHIAVE:

forgiatura, acciaio, trattamenti termici

INTRODUZIONE

La necessità di produrre pezzi con caratteristiche meccaniche più elevate non disgiunte da maggior affidabilità coinvolge i diversi processi produttivi, forgia compresa.

I forgiati d'altra parte necessitano di specifiche competenze nei diversi stadi che rappresentano il complesso ciclo produttivo che li caratterizza, e che a partire dalle problematiche di solidificazione (lingotto) interessa le fasi di deformazione plastica a caldo (forgia), lo stadio o gli stadi di trattamento termico dei pezzi per giungere alle operazioni di finitura per asportazione di truciolo. Non solo complesso è pertanto il ciclo produttivo ma anche molto differenziate possono essere le procedure operative al variare della geometria o della composizione chimica del pezzo da forgiare: basti pensare alla fase di trattamento termico che, in funzione del tipo di materiale in fase di realizzazione, può essere notevolmente diversa coinvolgendo cicli di normalizzazione, cementazione (es. grossi ingranaggi), tempra e rinvenimenti (es. rotor). Pertanto per poter produrre un forgiato non solo conforme alle specifiche geometriche ma anche caratterizzato dalle proprietà meccaniche ottimizzate specie nelle sezioni del pezzo più sollecitate sarà necessario operare con le competenze specifiche a partire dall'acciaieria fino al reparto di lavorazioni meccaniche ed ai controlli non distruttivi (ultrasuoni). Solo operando in questo modo sarà possibile assicurare il corretto esercizio per l'intera durata prevista del componente forgiato.

Le fasi che contraddistinguono la produzione di un forgiato

spesso interessano diverse realtà produttive: acciaieria per la fabbricazione dei lingotti, forgia per la produzione dei pezzi deformati plasticamente a caldo e quindi sgrossati, trattamentisti termici che non sempre operano all'interno della forgia ma che, comunque, devono essere specializzati nei trattamenti termici di pezzi di grosse dimensioni e spesso di forma complessa quali sono in genere i forgiati in acciaio.

L'insieme delle considerazioni sopra citate fa capire perchè numerose e differenziate possano essere le cause di non conformità dei forgiati, alcune delle quali portano allo scarto del pezzo ancor prima della sua messa in esercizio.

Tra le cause più ricorrenti di non conformità dei forgiati realizzati in acciaio si ricordano:

- i fiocchi legati a localizzazioni eccessive di idrogeno unite alla presenza, in fase di produzione del pezzo, di zone sollecitate a trazione [1];
- le cavità riconducibili alla solidificazione del lingotto non rinchiusi in forgia per problemi di tassi di riduzione imposti non corretti per i parametri di forgia impostati (temperatura, velocità di deformazione, presenza/assenza di fasi di stiratura) e che possono essere la causa di rotture sia in fase di forgia sia durante l'esercizio del pezzo finito;
- la crescita anomala del grano cristallino dovuta ad errata od eccessiva permanenza in fase di preriscaldamento dei lingotti a monte della forgia, condizione anche questa che può indurre una forte riduzione delle proprietà meccaniche del pezzo finito se non di inneschi di rottura di tipo intergranulare se a bordo grano sono migrati elementi fragilizzanti la lega in fase di lavorazione;
- le cricche indotte o da errati gradienti termici superficie/cuore dei pezzi o da discontinuità presenti nella matrice dell'acciaio da forgiare [2-3];
- anisotropia eccessiva delle caratteristiche meccaniche o, più

G. M. La Vecchia, M. Gelfi

Università di Brescia, Dipartimento di Ingegneria Meccanica e Industriale, marina.lavecchia@ing.unibs.it

F. Zola

Ofar S.p.A., Visano (Bs)

in generale, la difficoltà di raggiungere i vincoli imposti dai capitolati per quanto riguarda le proprietà meccaniche nelle zone del pezzo sottoposte a controlli da specifica (durezza, trazione, resilienza).

Relativamente a questo ultimo aspetto tra le cause che possono indurre anomalie nelle proprietà meccaniche vi sono sia le strutture a bande che causano proprietà del materiale fortemente dipendenti dalla fibratura del pezzo [4] e la presenza di segregazioni riconducibili alle modalità di elaborazione del metallo liquido ed al suo successivo colaggio in lingottiera [5-6].

Per quanto riguarda specificatamente la ricerca relativa all'aspetto di elaborazione dell'acciaio allo stato liquido, a partire dagli studi teorici dei meccanismi di solidificazione dell'acciaio in lingottiera che negli anni '60 hanno visto impegnato Flemings [7-10] indubbi importanti sviluppi sono stati raggiunti nei lavori recentemente pubblicati che, anche attraverso simulazioni numeriche [11-13] consentono di prevedere, con un buon grado di accuratezza, le zone di formazione delle macrosegregazioni. Malgrado l'affinamento dell'approccio teorico ancor oggi nella pratica industriale non è però infrequente osservare fratture in pezzi ottenuti con processi di deformazione plastica a caldo riconducibili a problemi segregativi [14].

Considerando le diverse famiglie di acciai destinate a processi di deformazione plastica a caldo, tra gli elementi che hanno una forte tendenza a segregare vi sono il carbonio che, viste le ridotte dimensioni atomiche che lo contraddistinguono, può diffondere allo stato solido anche in modo interstiziale, ed il manganese che, invece, quando attivato termicamente, diffonde in modo sostituzionale. La disomogenea composizione chimica locale indotta da fenomeni segregativi è quindi la condizione che favorisce, in corrispondenza delle zone di localizzazione degli elementi di lega e della contemporanea presenza di un trattamento termico quale la tempra, la formazione di isole bainitiche o martensitiche disposte in modo non facilmente prevedibile nel pezzo prodotto. Tali zone, che quindi si possono osservare anche in porzioni del forgiato ben più discoste dalla superficie di quanto prevedibile con la sovrapposizione delle curve di raffreddamento dei diversi punti del forgiato e la CCT corrispondente all'analisi di colata a causa dello spostamento non trascurabile delle curve di trasformazione anisoterma dell'austenite in funzione della modifica locale della composizione chimica indotta dalla singola segregazione, sono causa di variazioni locali sensibili di proprietà meccaniche quali durezza e tenacità. La presenza di costituenti microstrutturali ad alta durezza (es. bainite o martensite) dotati di tenacità nettamente diversa dalla matrice (ferrite/perlite), unitamente agli stati tensionali che si originano nei pezzi durante la trasformazione austenite/martensite piuttosto che austenite/ferrite+perlite, sono tutti fattori da considerare per interpretare i numerosi casi di fratture o di formazione di cricche di estensione superiore alla massima dimensione di difetto accettabile osservabili attraverso analisi agli ultrasuoni in forgiati di grosse dimensioni che presentano segregazioni di manganese.

Partendo dai dati di letteratura relativi a acciai basso legati al Mn [16-17] nel presente lavoro, dopo aver presentato alcuni esempi di fratture di forgiati riconducibili a problemi segregativi, si sono analizzate le problematiche relative all'omogeneizzazione del lingotto e, quindi, attraverso una serie di trattamenti termici effettuati in laboratorio in modo tale da creare condizioni di prova controllate, si sono valutate le modifiche dello stato segregativo dell'acciaio per definire se e con che grado di affidabilità sia possibile forgiare lingotti contenenti macrosegregazioni di manganese con l'obiettivo di fornire al cliente finale un prodotto esente da difetti non compatibili con l'impiego.

LE SEGREGAZIONI DI CARBONIO E MANGANESE: DATI DI LETTERATURA

La differente localizzazione del carbonio in fase di solidificazione del generico lingotto in acciaio con la formazione di accumuli di questo elemento (segregazione positiva) in prossimità della materozza e decrementi anche sensibili rispetto alla composizione chimica media di colata in prossimità del piede del lingotto è cosa nota per coloro che utilizzano come materia prima i lingotti [5, 18]. Negli ultimi anni la ricerca, grazie al supporto della simulazione numerica, consente addirittura la previsione degli scostamenti di tale elemento al variare delle modalità di elaborazione del metallo liquido (es. temperatura di spillaggio, grado di agitazione della lega, dimensione del lingotto, ecc.) [19-20]. Ad esempio interventi volti a ridurre la dimensione delle dendriti che si formano in fase di solidificazione possono essere una delle possibili variazioni del ciclo produttivo adottate per contenere lo stato segregativo dei lingotti.

Al contrario di quanto noto e pubblicato per il carbonio solo sporadicamente si parla delle segregazioni degli altri elementi o dell'effetto derivante dall'unione di due o più elementi di lega. Considerando ad esempio il manganese tra i diversi lavori pubblicati merita però senz'altro di essere richiamato l'articolo di Maika e collaboratori [15] che, partendo da uno stato segregativo controllato e prodotto in laboratorio, valuta gli effetti delle disomogeneità di composizione chimica di partenza a seguito di trattamenti termici effettuati con cinetiche di raffreddamento note a partire da un riscaldamento in campo gamma del pezzo analizzato. In particolare gli Autori misurano ed interpretano le modifiche microstrutturali che si determinano su di un laminato caratterizzato dalla sovrapposizione di strati alternati di spessore noto di acciaio basso legato al manganese tipo SAE 5140 (vengono considerati laminati ottenuti con strati sovrapposti di 160 μm e lamiere caratterizzate da strati di 20 μm ciascuno) al variare delle modalità di trattamento termico; gli strati sovrapposti sono caratterizzati da analoga composizione chimica ad eccezione del manganese che varia all'interno degli strati sovrapposti tra lo 0,82 e l'1,83%. Gli strati sovrapposti di differente composizione chimica rappresentano macrosegregazioni di manganese noti non solo per quanto riguarda l'analisi chimica ma, anche per l'estensione.

In sintesi i risultati del lavoro di Maika e collaboratori [15] possono essere così riassunti:

- i trattamenti termici modificano la distribuzione delle fasi presenti ma non sono in grado di eliminare lo stato segregativo iniziale dei pezzi qualora nei componenti trattati vi siano macrosegregazioni;
 - durante le due cinetiche di raffreddamento considerate (1°C/s e 0,1°C/s) si osserva una modifica locale del tenore di carbonio che tende a migrare verso le zone a maggior concentrazione di Mn favorendo la formazione di strutture martensitiche o bainitiche nel caso in cui la velocità di raffreddamento porti alla formazione di tali costituenti strutturali nelle zone che risultano contraddistinte da una localizzazione degli elementi di lega o, comunque, alla formazione di isole perlitiche non intervallate da grani ferritici;
 - al termine del trattamento termico in prossimità delle zone arricchite in carbonio e in manganese si osservano zone a minor concentrazione di alliganti in corrispondenza delle quali è prevedibile la formazione di struttura prevalentemente ferritica.
- Complessivamente si può pertanto affermare che l'estensione ed anche il tipo di costituenti strutturali di un pezzo contenente macrosegregazioni possono essere modificate dai trattamenti termici. La scelta del tipo di trattamento termico e della drasticità dei gradienti termici sono poi ulteriori variabili da considerare per interpretare le modifiche microstrutturali indotte nei pezzi

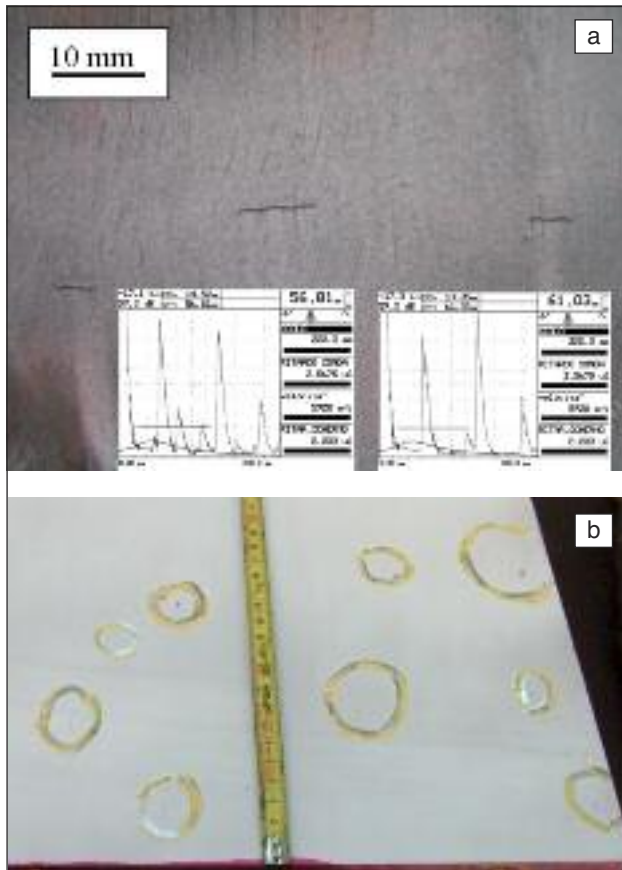


FIG. 1 *Esempi di microlacerazioni in pezzi forgiati e segregati. Le superfici osservabili in figura sono state ottenute sezionando il forgiato in zone dove gli ultrasuoni evidenziavano difetti. Nella figura b) le microlacerazioni sono state meglio evidenziate con l'uso dei liquidi penetranti*

Examples of microcracks in segregated forged parts. The surfaces are obtained in forged zones in which the ultrasonic detected defects. In figure b) microcracks are revealed by liquid penetrant testing.

segregati trattati termicamente, modifiche microstrutturali che risultano diverse in funzione dei gradienti termici imposti al pezzo contenente segregazioni.

MORFOLOGIA DEI DIFETTI ASSOCIABILI ALLE SEGREGAZIONI IN UN FORGIATO

I difetti associati a problemi segregativi dei lingotti sono purtroppo molto onerosi per chi forgia perchè le difettosità si evidenziano solo al termine del ciclo produttivo a valle non solo della fase di forgiatura vera e propria ma anche dello stadio di sgrassatura del pezzo, del primo controllo agli ultrasuoni e del trattamento termico del pezzo comprendente almeno una fase di riscaldamento in campo gamma e del successivo controllo agli ultrasuoni. Infatti, solo dopo aver effettuato il trattamento termico sul forgiato per garantirne l'ottenimento delle caratteristiche meccaniche vincolate dalle specifiche tecniche, nel pezzo si determinano delle microlacerazioni di dimensioni tali da essere rilevate con i controlli ad ultrasuoni (fig.1).

Il fatto che le microcricche si evidenzino nei pezzi forgiati segregati solo dopo l'esecuzione di cicli di trattamento termico e, con maggior frequenza a seguito del trattamento termico di tempera più rinvenimento, non vuol dire che la nucleazione sia sempre riconducibile ai tensionamenti che si determinano in fase di

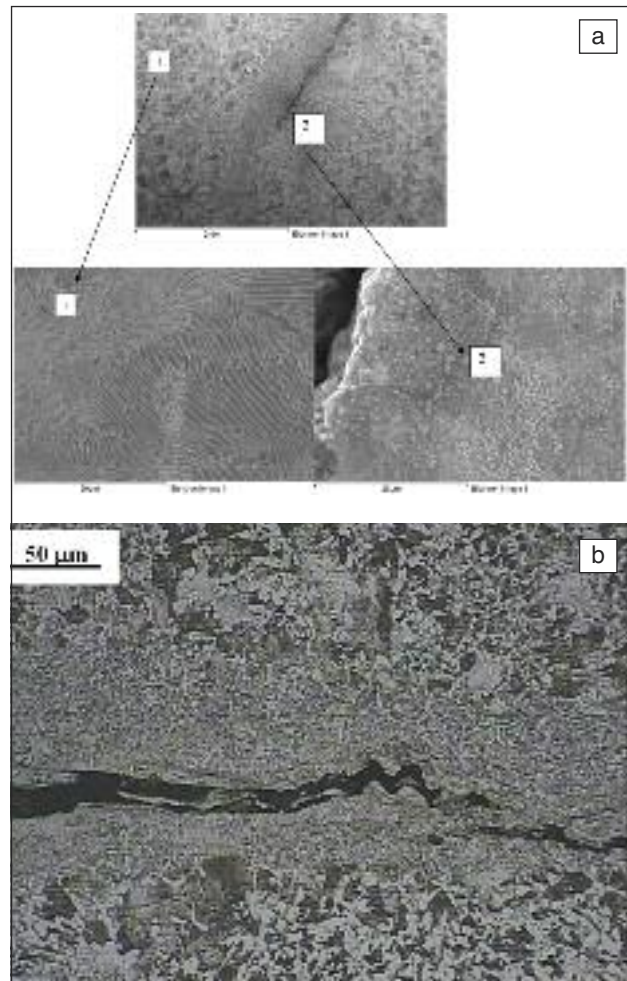


FIG. 2 *Esempi di cricche in zone segregate di acciai forgiati contenenti manganese come elemento di lega: a) acciaio con tenore di carbonio di poco superiore a 0,6% e con Mn, Cr e Mo come elementi di lega; b) acciaio con 0,35% C legato al Mn.*

Cracks in segregated zones detected in forged steels: a) C=0.6% and Mn, Cr and Mo as alloying elements; b) C=0.35% and Mn as alloying element.

trattamento termico in quanto l'affinazione della microstruttura riconducibile alla formazione di strutture martensitiche o bainitiche nella zona corticale del lingotto e la presenza di una ricristallizzazione delle zone più interne del pezzo dove si prevede la formazione di una struttura perlitico-ferritica più fine rispetto a quella del solo forgiato assicura una maggiore penetrazione degli ultrasuoni con maggior affidabilità della misura. In presenza di microcricche preesistenti al trattamento termico del forgiato è poi ragionevole pensare che gli stati tensionali dovuti sia ai gradienti termici superficie/cuore del pezzo sia alla diversa conducibilità termica tra zone martensitiche e zone ferritico/perlitiche siano in grado di far ulteriormente estendere le cricche tanto da portarle a dimensioni non solo misurabili con gli ultrasuoni ma tali da superare la dimensione critica e quindi a causare lo scarto del pezzo (fig. 2). Nella figura sono riprodotti due casi osservati analizzando rispettivamente un forgiato con tenore di carbonio attorno a 0,6% con Cr, Mn e Mo come elementi di lega ed un acciaio con tenore di carbonio pari a circa la metà del caso precedente e legato con tenori di manganese di poco superiori all'1%. In entrambi i casi riprodotti gli scarti dei pezzi sono stati ricondotti alla formazione di strutture aciculari fragili in zone in-

C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P
[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
0,2	1	0,19	0,11	0,11	0,0005	0,006

TAB. 1 *Analisi di colata del lingotto di acciaio 20 Mn5.*
20 Mn5 steel grade: ingot chemical composition (wt.%).

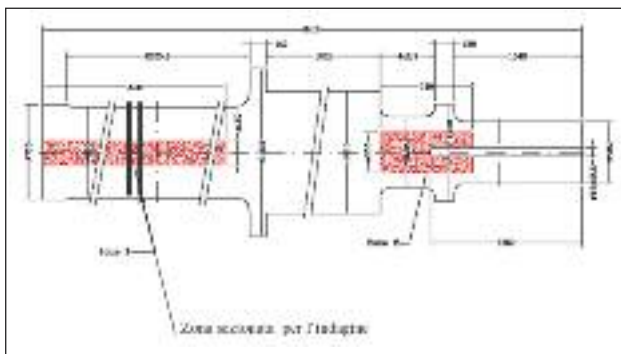


FIG. 3 *Albero turbina in acciaio 20 Mn5 con evidenziate le zone in cui agli ultrasuoni sono state individuate delle cricche.*

20Mn5 forged shaft. The red areas show zones in which cracks were detected by ultrasonic control.

terne del forgiato in corrispondenza delle quali si sono misurati, attraverso analisi EDS puntuali, notevoli incrementi degli elementi di lega rispetto all'analisi di colata dei lingotti di partenza con picchi rilevanti soprattutto per il manganese. In corrispondenza delle strutture aciculari dotate anche di durezza maggiore rispetto alle aree circostanti al difetto contraddistinte da struttura ferritica-perlitica si sono localizzate le formazioni dei difetti sotto forma di microcricche (fig. 2).

PARTE SPERIMENTALE

Confronto tra trattamenti termici industriali e di laboratorio sullo stato segregativo e sulla microstruttura del forgiato.

Quadro delle prove

I cicli di trattamento termico effettuati sull'acciaio 20 Mn5, di cui in tabella 1 è riportata l'analisi di colata, sono stati effettuati partendo da spezzoni prelevati dalle zone riprodotte in figura 3 in corrispondenza delle quali le analisi agli ultrasuoni hanno evidenziato difetti oltre la soglia di accettabilità.

In particolare i campioni sottoposti a prove sono i seguenti:

- campione 1 di dimensione 50x80x30 mm da analizzare sia dopo attacco macrografico ottenuto per immersione a 70°C in una soluzione al 50% di HCl nella condizione di forgiatura (fig. 4) sia dopo trattamento di omogeneizzazione effettuato nei forni industriali mediante un riscaldamento alla temperatura di 1320°C con mantenimento a tale temperatura per 80 minuti e successivo raffreddamento in aria (fig. 5);
- i campioni 2, 3 e 4 ricavati sezionando il campione 1 omogeneizzato in modo da effettuare il ciclo termico di normalizzazione (900°C x 30 min + raffreddamento in aria) sullo spezzone 3 e di bonifica (900°C x 1h + raffreddamento in acqua + 600°C x 1h) sullo spezzone 4 (fig. 6);
- il campione 5 di dimensioni 20x140x50 mm da analizzare presso i laboratori dell'Università dopo aver ricavato per taglio alla troncatrice metallografica numero 12 campioni di dimensioni 20x20x20 mm. Tali campioni sono stati suddivisi in due gruppi ciascuno dei quali è stato sottoposto ad uno dei seguenti

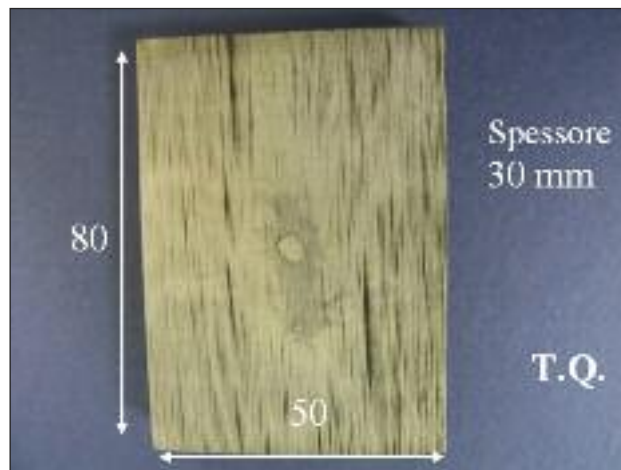


FIG. 4 *Spezzone di forgiato prelevato in zona segregata come osservabile dopo macroattacco con HCl al 50% a 70°C.*

Macroetching (50% HCl solution at 70°C) of a portion of forged shaft cut in one of the red areas of fig. 3.



FIG. 5 *Campione 1 - analisi macrografica dopo omogeneizzazione (1320°C per 80 min + raffreddamento in aria).*

Sample 1: macroetching on homogenised specimen (1320°C x 80 min + air cooling).

cicli termici effettuati utilizzando forni di laboratorio con errori sulla temperatura compresi tra $\pm 5^\circ\text{C}$ e quindi più contenuti rispetto a quelli industriali:

- 1320°C x 2,5h + raffreddamento in aria calma
- 900°C x 1h + raffreddamento in aria calma.

I forni di laboratorio sono stati caricati esclusivamente con i campioni da analizzare e quindi hanno presentato un fattore di riempimento ridotto rispetto a quello utilizzato per trattare i forgiati nei forni industriali. Per i soli campioni trattati in laboratorio sono state effettuate una serie di 50 impronte di microdurezza HV con carico applicato al penetratore di 500g. Le impronte sono intervallate di 200 μm l'una dall'altra su campioni semplicemente lucidati ai panni diamantati e quindi contraddistinti da una superficie da analizzare sulla quale non erano state messe in evidenza le zone segregate mediante specifico attacco chimico. La scelta di tale distanza di misura è stata effettuata considerando che la larghezza delle bande segregate osservate sui campioni sottoposti a prova nel presente lavoro è in genere superiore ai 200 μm e quindi operando un numero di misure sufficientemente

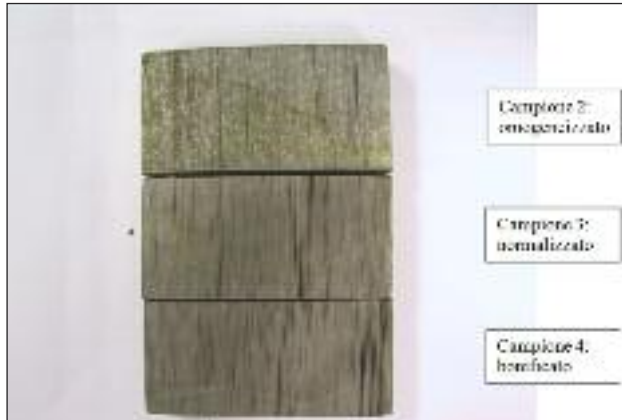


FIG. 6 Schema dei sezionamenti effettuati sul campione 1 dopo solubilizzazione per ricavare i campioni 3 e 4 da sottoporre rispettivamente a normalizzazione - $900^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$ e bonifica ($900^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h} + \text{raffreddamento in acqua} + 600^{\circ}\text{C} \times 60 \text{ min}$).

Specimens 2, 3 and 4 obtained cutting sample 1: sample 3 was normalized at $900^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$; sample 4 was austenitized at $900^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h} + \text{water quenched and tempered at } 600^{\circ}\text{C} \times 60 \text{ min}$.

elevato si sarebbe potuto acquisire una serie di dati relativi alle zone segregate. La direzione di misura della microdurezza è trasversale all'orientazione delle bande segregate in modo di assicurare, attraverso un'acquisizione sufficientemente numerosa di dati da poter essere considerata statisticamente significativa, sia misure entro bande segregate sia in zone di analisi chimica più prossima a quelle dell'analisi di colata. Non essendo il campione attaccato le informazioni relative all'analisi chimica sono state acquisite con misure EDS condotte al microscopio elettronico a scansione in corrispondenza di ciascuna impronta di microdurezza.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Relativamente ai risultati ottenuti dai trattamenti effettuati nei forni industriali è possibile affermare quanto segue:

- il trattamento di omogeneizzazione, per quanto condotto in forni industriali a temperature elevate per favorire i fenomeni diffusivi e protratto per un tempo (80 min) che dovrebbe essere più che sufficiente per assicurare il raggiungimento per l'intero spessore dello spezzone trattato (30 mm) alla temperatura di preriscaldamento prescelta non ha assicurato la totale eliminazione dello stato segregativo, che, seppure in misura ridotta rispetto al forgiato a scarto, risulta ancora evidente dalla diversa reattività osservata sul campione al termine dell'attacco macrografico sulla superficie posta a contatto con il reagente chimico Fig. 5.
- Sia il trattamento di normalizzazione sia quello di bonifica effettuati sempre in forni industriali su campioni omogeneizzati, pur in presenza di diversi gradienti di raffreddamento a partire da analoga temperatura di austenitizzazione (900°C) hanno peggiorato lo stato segregativo rispetto a quanto ottenuto con semplice omogeneizzazione (Fig. 6). Questa evidenza sperimentale mette in luce la difficoltà da parte dei forgiatori di eliminare le macrosegregazioni attraverso cicli di omogeneizzazione in quanto, non conoscendo l'estensione delle stesse, variabile questa che comunque dipende anche dalla posizione originaria del lingotto e dalle procedure di forgiatura adottate, è difficile impostare delle temperature e dei tempi tali da assicurare la totale omogeneizzazione per diffusione di

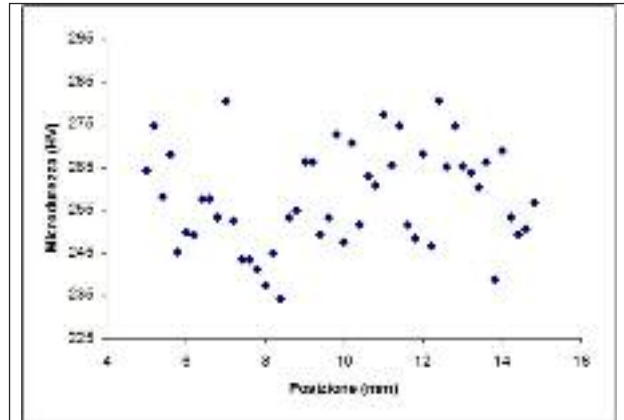


FIG. 7 Esempio di andamento delle microdurezze come acquisite su campione trattato a $900^{\circ}\text{C} \times 60 \text{ min}$ e raffreddato in aria.

Example of microhardness data distribution obtained testing a specimen heated at $900^{\circ}\text{C} \times 60 \text{ min} + \text{air cooling}$.

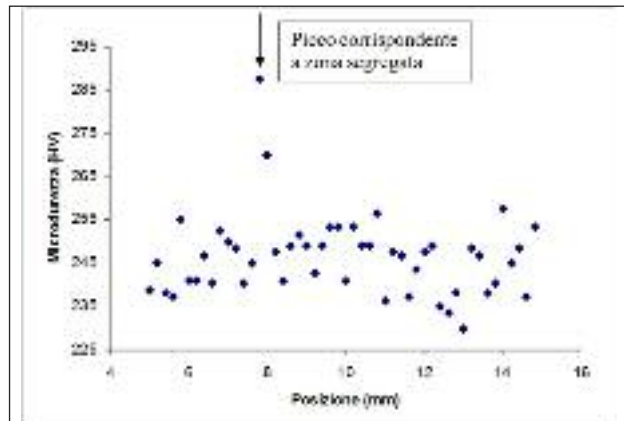


Fig. 8 Esempio di andamento delle microdurezze come acquisite su campione trattato $1320^{\circ}\text{C} \times 150 \text{ min} + \text{raffreddamento in aria}$.

Example of microhardness data distribution obtained testing a specimen heated at $1320^{\circ}\text{C} \times 150 \text{ min} + \text{air cooling}$.

elementi, che, come il manganese considerato nel presente lavoro, diffondono nel reticolo in modo sostituzionale viste le dimensioni atomiche che contraddistinguono questo elemento. Va a questo riguardo ricordato che la scelta della temperatura di preriscaldamento durante l'omogeneizzazione pari a 1320°C è da considerarsi una temperatura limite non solo perchè molto prossima ai massimi attualmente raggiungibili nei forni di preriscaldamento di forgiatura ma anche perchè, essendo decisamente elevata, non può che causare un ingrossamento del grano austenitico in fase di austenitizzazione, condizione questa che sebbene trascurata nella caratterizzazione effettuata nel presente lavoro non può comunque che portare ad una bassa tenacità del forgiato anche in presenza di successivi cicli termici ai quali il pezzo deformato plasticamente potrà essere sottoposto prima della messa in esercizio.

Per quanto riguarda la distribuzione dello stato segregativo nei pezzi trattati in laboratorio si rimanda alle figure 7 e 8 che evidenziano uno dei profili di microdurezza acquisiti sui campioni prelevati da zone segregate del forgiato e ritrattati a partire rispettivamente da 900°C e 1320°C , raffreddati con le stesse mo-

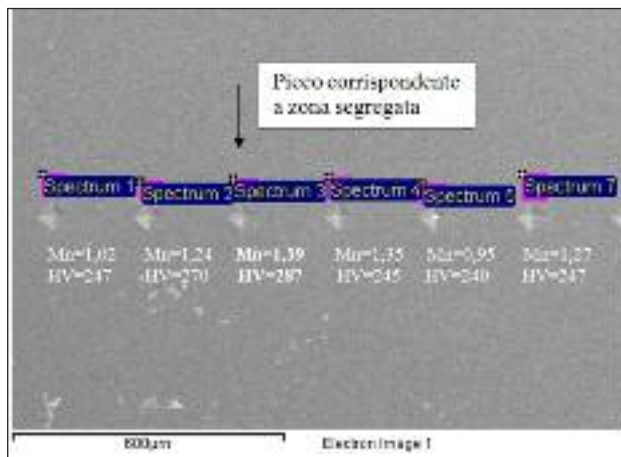


FIG. 9 Esempio di sequenza di impronte di microdurezza acquisite a intervalli regolari su campione omogeneizzato a 1320°C x 150 min di fig. 8 e quindi lucidato sulle quali sono state poi condotte al SEM analisi EDS per valutare la composizione chimica locale.

Microhardness imprints as observed on sample heated at 1320°C x 150 min + air cooling + polishing. At each imprint the Vickers microhardness value and wt.% of Mn as detected by EDS measurements using a scanning electron microscope are reported.

dalità e sottoposti a lucidatura alle carte e ai panni diamantati in modo da asportare la zona corticale ossidata del pezzo.

Per il campione trattato a 900°C si osserva ancora, come nel pezzo forgiato, la presenza di un consistente stato segregativo, comprovato dagli andamenti della durezza con oscillazioni piuttosto elevate, comprese tra 235 e 280 HV (fig. 7).

La permanenza a temperature più elevate (1320°C) ha sicuramente ridotto lo stato segregativo di buona parte della zona esaminata essendo le misure acquisite in genere comprese tra 235 e 255 HV (fig. 8), presentando cioè una dispersione inferiore rispetto alle misure acquisite sul campione dopo semplice forgiatura e dopo trattamento a 900°C. Malgrado il trattamento effettuato ad alta temperatura permane però una zona segregata corrispondente al passaggio della durezza da 240 HV a 287 HV. La presenza di tale segregazione è confermata dai risultati delle analisi EDS che sono state effettuate in corrispondenza delle impronte di microdurezza, e che mostrano picchi nel tenore di Mn esattamente in corrispondenza dei picchi di durezza (fig. 9).

CONCLUSIONI

Partendo dall'esame di numerosi casi di rotture di forgiati prodotti in acciaio al manganese analizzati in diversi casi di failure analysis pervenuti ai laboratori dell'Università di Brescia negli ultimi due anni, nel presente lavoro ci si è soffermati sull'analisi delle cause di tali scarti.

Lo studio ha messo in evidenza la formazione di strutture bainitiche o martensitiche a causa dei fenomeni diffusivi a carico sia del carbonio sia del manganese che, durante le diverse fasi di produzione dei forgiati in presenza di gradienti termici, portano ad accentuare localmente le disomogeneità di composizione chimica già preesistenti nei lingotti con la possibilità di formazione di microzone fragili in corrispondenza delle quali si determinano delle microcricche che sono la causa degli scarti dei pezzi forgiati in acciaio legato al manganese. Purtroppo tali non conformità risultano particolarmente onerose per i forgiatori in quanto si determinano in genere ai controlli ad ultrasuoni effettuati a

fine del ciclo produttivo poiché solo in questa fase i difetti presenti sotto forma di microlacerazioni nei forgiati diventano misurabili.

La parte sperimentale del presente lavoro è stata condotta su di un forgiato realizzato in acciaio 20Mn5 ed ha avuto come obiettivo quello di verificare l'efficacia di diversi trattamenti termici industrialmente effettuabili su pezzi segregati in modo da valutare, se e come, lo stato macrosegregativo preesistente sia effettivamente modificabile.

Le prove sperimentali, condotte sia utilizzando forni industriali sia forni di laboratorio, hanno messo in evidenza la possibilità di ridurre lo stato segregativo con trattamenti effettuati ad alte temperature (1320°C) senza pur tuttavia riuscire ad eliminare totalmente la disomogeneità chimica iniziale riconducibile alle modalità di colaggio del lingotto.

Non solo l'omogeneizzazione non ha assicurato per il forgiato a scarto sottoposto a prove una sufficientemente omogenea diffusione del manganese nei pezzi esaminati ma, qualora sugli stessi oltre all'omogeneizzazione si operi una normalizzazione o una bonifica è stato dimostrato come i fenomeni diffusivi attivati dai gradienti termici imposti a carico sia del carbonio sia del manganese portino nuovamente ad un incremento dello stato segregativo.

L'insieme dei risultati acquisiti consente di sottolineare l'importanza dell'elaborazione in acciaieria del metallo liquido sia nella fase di permanenza nel forno sia durante il colaggio in modo da limitare il più possibile lo stato segregativo del manganese nel lingotto e quindi di limitare gli scarti dei forgiati prodotti in acciaio al Mn vista la difficoltà di eliminare le disomogeneità chimiche tipo macrosegregazioni durante gli usuali cicli termici di produzione dei pezzi forgiati.

RINGRAZIAMENTI

Si desidera ringraziare l'ing. Alberto Arrighini per il prezioso contributo derivante dall'attività di laboratorio svolta.

Bibliografia

- [1] V. P. Nikitin, I. V. Korotyshov, V. N. Artyushov, E. O. Sinitsyn, A. A. Kudrin, *Metallurgist*, Vol. 52, Nos. 5-6, 2008
- [2] Q. Ma, Z. Wang, Y. Zhong, *J. Mater. Process. Techn.* 123 (2002) 61-66
- [3] S. Stachura, *J. Mater. Process. Techn.* 53 (1995) 781-797
- [4] M. Ahmed, I. Salam, F.H. Hashmi, A.Q. Khan, *JMEPEG* 6 (1997) 165-171
- [5] G. Lesoult, *J. Mater. Sci. Engn.* 413-414 (2005) 19-29
- [6] L. Thuinet, H. Combeau, *J. Mater. Sci.* 39 (2004) 7213 - 7219
- [7] C. Flemings, G.E. Nereo, *Trans. AIME* 239 (1967) 1449-1461
- [8] M.C. Flemings, R. Mehrabian, G.E. Nereo, *Trans. AIME* 242 (1968) 41-49
- [9] M.C. Flemings, G.E. Nereo, *Trans. AIME* 242 (1968) 50-55
- [10] R. Mehrabian, M. Keane, M.C. Flemings, *Metall. Trans.* 1 (1970) 1209-1220
- [11] C. Beckermann, *Int. Mater. Rev.* 47(5) (2002) 243
- [12] M. Wu, A. Ludwig, *Mater. Sci. Engn. A* 413-414 (2005) 192-199
- [13] B.C.H. Venneker, L. Katgerman, *J. Light Metals* 2 (2002) 149-159
- [14] J.-H. Lee, W.-D. You, J.-W. Kim, J.-H. Cho, B.-H. Choe, *Engin. Failure Analysis* 10 (2003) 317-323
- [15] T. F. Majka, D. K. Matlock, G. Krauss, *Metall. Mater. Trans. A* 33A (2002) 1627-1637
- [16] R. A. Jaramillo, M.T. Lusk, M. C. Mataya, *Acta Materialia* 52 (2004) 851-858
- [17] A. Saxena, S.N. Prasad, S. Goswami, J. Subudhi, S.K. Chaudhuri, *Mater. Sci. Engn. A* 431 (2006) 53-58
- [18] R. Tanzer, W. Schutzenhofer, G. Reiter, H.-P. Fauland, L. Konozsy, A. Ishmurzin, M. Wu, A. Ludwig, *Metall. Mater. Trans. B*, Vol. 40B (2009) 305-311
- [19] M. Zaloznik, B. Sarler, *Mater. Sci. Engn. A* 413-414 (2005) 85-91
- [20] V.I. Dobatkin, N.F. Anoshkin, *Mater. Sci. Engn. A* 263 (1999) 224-229

Abstract

Segregations on forged components: their effect on defects like cracks and on the microstructure of heat treated parts

Keywords: forged components, steel, heat treatments

Segregation of alloying elements during the ingot solidification process and the subsequent hot forming operations are responsible for the formation of regions exhibiting different chemical composition and therefore different mechanical properties.

During the casting of steel the structure of the ingot is characterized by the development of dendrites. The presence of such type of microstructure causes a high lack of homogeneity both in terms of chemical and mechanical behaviour not only in the ingot but also in the finished product obtained from it. In particular chemical heterogeneity develops during solidification, when elements having a low partitioning ratio are ejected into the interdendritic regions causing areas of high solute concentration. Therefore it can be asserted that segregations affect the service properties of the forged parts and often lead to their failure (fig. 1). Several methods for alleviating structural heterogeneity are described in the literature and, in particular, the homogenizing heat treatment carried out at high temperature (usually ranging from 1200°C to 1300°C depending on the chemical composition of the considered steel) after the ingot casting and cooling.

In the present paper the effectiveness of different heat treatments in reducing the extent of segregations has been evaluated both using industrial and laboratory furnaces. A 20 Mn5 steel grade has been examined; the choice of such material was done in order to evaluate the effect of the Mn segregation which, along with the C segregation, often causes failures in the forged parts produced using low alloyed Mn steels. In literature the influence of Mn segregation was systematically evaluated by Majka [15] that showed the effect of different heat thermal treatments carried out on a tailored segregated Mn steel and in particular the effect due to the cooling procedures from austenitizing temperature simulating a normalizing heat treatment. The formation of ferrite in low-Mn areas resulted in carbon enrichment in the austenite of adjacent high-Mn zones and caused the formation of perlitic layers or bainitic or martensitic zones depending on the cooling rate and the level of local segregation. Such severe differences in the local steel chemical composition are responsible for the nucleation of microcracks causing the scraps of several forged parts produced starting from Mn low alloyed steel (fig. 2).

Starting from such preliminary remarks, in the present paper samples from a scraped forged shaft produced in 20Mn5 steel were cut to be characterized in different heat treatment conditions. The scrap of the shaft was due to the ultrasonic control executed at the end of the production steps; such a control showed cracks having sizes higher than the acceptable limit defect; a microstructural analysis of samples examined in the forged condition showed an important segregation affecting a large part of the shaft (figs. 3-4).

Three different set of samples were characterized in the industrial furnace according the following conditions:

- 1) homogenization at 1320 ° C x 80 min. + air cooling - fig. 5;
- 2) homogenization + normalization at 900°C x 30 min. + air cooling - fig. 6
- 3) homogenization + quenching (900°C x 60 min. + water cooling) and tempering (600°C x 1h + air cooling) - fig. 6.

A reduction in the level of segregation was obtained after the homogenization treatment even if not all the local differences in the chemical composition were removed.

The effect of two different controlled heat treatments carried out in laboratory was also evaluated starting from forged samples heat treated according to:

- a heating at 900°C x 60 min+ air cooling (condition A);
- a heating at 1320°C x 150 min+ air cooling (condition B).

The microhardness distribution obtained on polished samples tested in the condition A and B can be observed in fig. 7 and 8 respectively. The sample treated at higher temperature assured a reduced scatter in the microhardness data (fig. 8) with respect to the condition A (fig. 7) and such a result can be related to a more homogeneous distribution of Carbon and Manganese. Anyway fig. 8 shows the presence of a hardness peak in correspondence of which a high level of Mn was detected by EDS microanalysis as reported in fig. 9; therefore a certain level of segregation is still present inside of the examined sample.

From the whole experimental results it can be assumed that although the homogenizing treatment can be used as a reducing Mn-segregation tool, only a proper sequence of casting steps (starting from the casting temperature to the ingot cooling rate) aimed at small dendrite size and controlled Mn ingot distribution can be considered the proper solution to obtain high quality forged components. In fact the absence of severe Mn-segregations inside the ingot is fundamental to obtain a forged part without cracks related to martensitic or bainitic brittle areas mainly due to chemical inhomogeneities in terms of carbon and manganese distribution. The extension of such macrosegregation zones are affected from the thermal distribution gradient imposed both during the forging phase and the heat treatment of the forged part and therefore changes in the size and distribution of macrosegregation can be also observed during the forging steps. Unfortunately such variation often cause local high level of stress and therefore can induce cracks nucleation and propagation inside the forged component.