

CAPITOLO 1

Fenomeno dell'Hot Tearing

1.1 Introduzione

Possiamo definire l'*Hot Tear* una cricatura che si forma durante il processo di solidificazione. I principali fenomeni che portano alla formazione dell'hot tearing nella zona "pastosa" sono i ritiri, gli impedimenti durante la contrazione della lega metallica che si raffredda, nonché la mancanza di un adeguato flusso di liquido verso le parti più profonde della zona pastosa stessa. Proprio a causa della complessa natura della zona pastosa, la previsione della suscettibilità all'Hot Tearing risulta particolarmente impegnativa e rappresenta una sfida tuttora aperta nel campo della ricerca.

Molti ricercatori hanno proposto criteri di predizione del comportamento all'Hot Tearing, che si possono a loro volta suddividere in tre principali categorie:

- I) Gruppo dei modelli basati su aspetti meccanico-fisici
- II) Gruppo dei modelli non basati su aspetti meccanici, che si focalizzano invece sui problemi di alimentazione e ritiro durante la solidificazione. (Feurer, 1977; Clyne and Davies, 1979; Katgerman, 1982).
- III) Gruppo dei modelli che si basano sulla combinazione di aspetti meccanici e non meccanici.

1.2 Dinamiche dell'Hot Tearing

Durante il processo di solidificazione il getto presenta zone a differente tasso di raffreddamento, ciò instaura moti convettivi nelle regioni ove sia ancora presente liquido e deformazioni ove ci sia già presenza di solido: nel primo caso avremo grossi

spostamenti di materia accompagnati da basse tensioni. La situazione inversa si presenterà nel secondo caso.

La sostanziale differenza di comportamento è da imputarsi al notevole cambiamento del valore della viscosità di un metallo all'approssimarsi della transizione liquido-solido: parametro che può innalzarsi di oltre venti ordini di grandezza!

Quando analizziamo il processo di solidificazione di una lega, l'analisi risulta ulteriormente complicata dal fatto che all'interno della zona pastosa riscontriamo un comportamento che si può definire come un mix tra i due visti precedentemente: la deformazione imposta alla struttura dendritica in formazione è fortemente dipendente dalla sua omogeneità e dal flusso di liquido in fase eutettica.

I principali difetti che si riscontrano in fase di solidificazione di una lega sono rappresentati dalla porosità e, come abbiamo visto, dall'hot tear. Come evidenziato dallo studio compiuto da Campbell (1991), la porosità è causata dalla presenza di una depressione idrostatica nella "mushy zone", dovuta all'aspirazione del liquido interstiziale durante i ritiri. La comparsa del fenomeno dell'hot tear è anch'esso legato alla mancanza di un'adeguata alimentazione del liquido eutettico, ma circoscritta a specifiche regioni della struttura dendritica sottoposte a sforzi di taglio o trazione (Rapaz et al., 1999). La deformazione indotta dallo stress termico è in grado di separare facilmente i rami dendritici: nel caso in cui il flusso di liquido interdendritico riesca ad alimentare tali interstizi, si registrerà solo un fenomeno di segregazione inversa, risultando "risanata" la cricca in formazione (*"healed" hot tears*).

1.3 Sviluppo del processo

Essendo il fenomeno dell'hot tearing circoscritto a determinati range critici di temperatura durante la fase di raffreddamento, proprio in tale intervallo di temperatura le leghe presentano bassi valori di resistenza meccanica e duttilità: sono cioè

temporaneamente caratterizzate da una struttura che rende possibile il verificarsi di questa problematica.

Flinn ha suggerito la classificazione del raffreddamento di una lega in cinque step, in accordo alle diverse proprietà manifestate dalla lega stessa durante tale processo:

Stage I - Fase liquida. Non risulta ovviamente possibile il manifestarsi del fenomeno.

Stage II – Liquido in compresenza di bassa frazione solida. L'hot tearing può iniziare a manifestarsi, anche se in questa fase risulta facilmente risanato dal sufficiente volume di liquido presente.

Stage III – Presenza di un film di liquido attorno alla materia solidificata. Vi è sviluppo della struttura cristallina, fino alla creazione di un sistema interconnesso. In questa fase si creano le prime tensioni da ritiro e il fenomeno dell'hot tearing comincia a manifestarsi, dato che sia il movimento della frazione solida che di quella liquida risulta ostacolato.

Stage IV – Solido con comportamento plastico. La lega in questa fase è contraddistinta da un'alta duttilità e il riassetto della sua struttura risulta accompagnato da bassi livelli tensionali.

Stage V – Solido con comportamento elastico. In questa fase, all'applicazione di uno stress inferiore al valore di snervamento, segue una deformazione elastica al posto di un più rapido scorrimento viscoso.

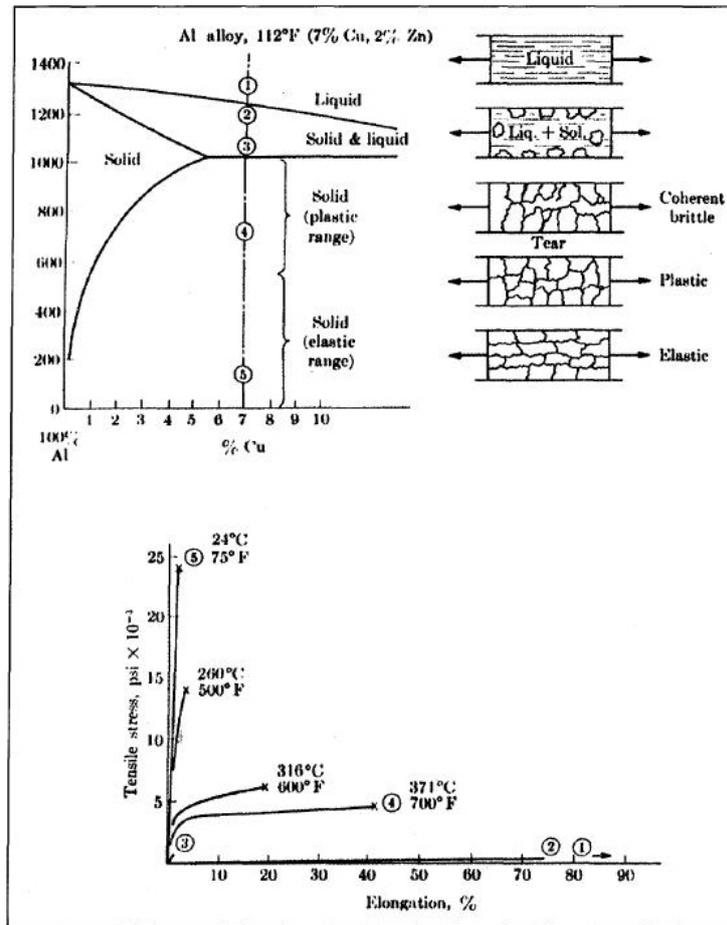


FIGURA 1.1 Curve sforzo-deformazione per diverse temperature e fasi di raffreddamento

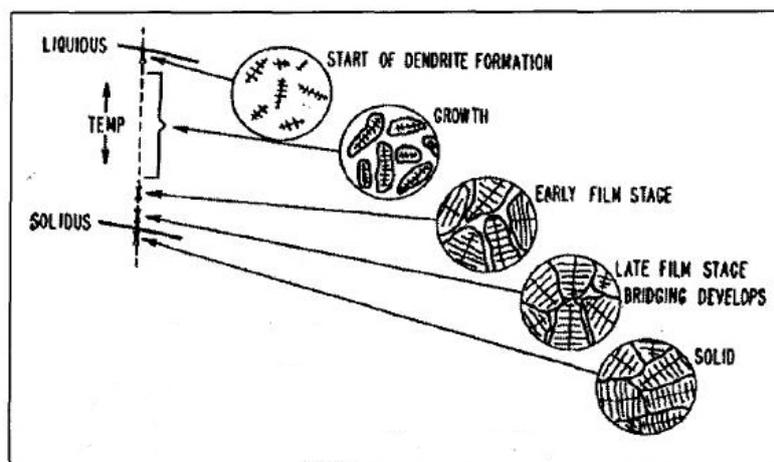


FIGURA 1.2 Sviluppo dendritico in fase di raffreddamento

1.4 Fattori d'influenza

1.4.1 Leghe binarie

In passato gli studi sul fenomeno dell'hot tearing prendevano in considerazione solamente la composizione della lega come parametro d'indagine.

I risultati dei test infatti dipendevano in grande misura dalla percentuale d'eutettico formatasi, osservando che più bassa fosse la percentuale, più alta diventava la tendenza alla criccatura del getto. Superata poi una certa quantità d'eutettico, tale tendenza andava man mano annullandosi.

Un incremento della suscettività alla criccatura a caldo è stato registrato anche a seguito all'aggiunta di un ulteriore componente in lega.

1.4.2 Leghe multi-fasiche

Alcuni test portati avanti dai ricercatori Pumphrey e Jennings evidenziano come vi sia uno stretto legame tra la forma della fase soggetta ad hot tears e la struttura del diagramma ternario di fase. In una tipica lega Al-Cu-Mg, ad esempio, la massima sensibilità alla criccatura a caldo è stata riscontrata in concomitanza della zona di massimo intervallo tra le curve di Liquidus e di Solidus (*freezing range*): secondo gli autori dello studio ciò sarebbe dovuto alla differente metastabilità delle fasi della lega.

1.4.3 Tipo e dimensione del grano

È stato osservato che la dimensione media del grano risulta avere un ruolo importante sul comportamento all'hot tearing della lega, influenzando notevolmente la distribuzione della fase eutettica. Si è sperimentato che un getto caratterizzato da una

grossolana struttura colonnare risulta indiscutibilmente più soggetto a criccatura in solidificazione rispetto ad uno con struttura del grano sottile ed equi-orientata.

In presenza di eutettico a bordo grano, vi è una maggior libertà di movimento del grano stesso durante i ritiri in solidificazione: ne segue una ridotta tendenza alla formazione di cricche data la maggiore capacità di riassetto del sistema.

Nonostante ciò, alcune leghe non modificano la propria suscettibilità all'hot tearing nemmeno dopo esser state sottoposte a sistemi di raffinamento del grano: questo dimostra come il fenomeno dell'hot tearing sia promosso da molteplici fattori e non sia quindi riconducibile a singole caratteristiche strutturali.

1.4.4 Fasi secondarie

La presenza di una piccola quantità di impurezze può formare col metallo base un eutettico a basso punto di fusione, che estende la permanenza del film di liquido nel processo di solidificazione.

I ricercatori Pumphrey e Lyons, compiendo test di raffreddamento forzato su leghe binarie Al-Mn e Al-Fe, hanno riscontrato per la prima una bassa tendenza all'hot tearing, pur presentando entrambe diagrammi di fase simili ed entrambe brevi intervalli di solidificazione. Dopo un'indagine microstrutturale, nella lega Al-Mn s'è riscontrata la presenza di una fase secondaria costituita dal precipitato $MnAl_6$, responsabile dell'infragilimento del bordo del grano e quindi della nascita dei difetti.

1.4.5 Presenza di gas in soluzione

Da alcune ricerche è stato messo in luce un duplice effetto causato dalla presenza di gas nel fuso.

Se da una parte esso pare migliorare la resistenza all'hot tearing del getto, spingendo il liquido residuo all'interno delle neo-formate cricche durante la propria espansione, dall'altra ne aumenta indiscutibilmente la porosità puntiforme.

L'eccessiva presenza di porosità comporta diversi svantaggi per il getto finito, quali una ridotta resistenza meccanica, una scarsa duttilità e finitura superficiale: per questo motivo raramente nella pratica di fonderia si aumenta la porosità per ottenere vantaggi sul fronte della sensibilità all'hot tearing.

1.4.6 Sovrariscaldamento del fuso

L'ulteriore innalzamento della temperatura del fuso aumenta l'intero gradiente di temperatura durante la solidificazione, con l'effetto di promuovere lo sviluppo colonnare delle dendriti.

Si è già visto come una struttura colonnare porti ad una maggior sensibilità all'hot tearing rispetto ad una struttura equi-orientata in condizioni normali, per questo motivo un sovrariscaldamento risulta spesso associato ad una maggior criticità alla cricatura a caldo.

Va aggiunto comunque che altri fattori devono esser presi in considerazione in seguito al sovrariscaldamento in fusione: la fluidità del fuso, la velocità di raffreddamento e la presenza di "grain refiner" rappresentano variabili importanti per giungere ad una previsione del fenomeno.

FATTORE	EFFETTI
Intervallo di solidificazione	Leghe a ristretto intervallo di solidificazione presentano bassa tendenza ad Hot Tearing. Eccezioni si hanno in concomitanza ad altri fattori d'influenza.
Tipo di grano	Leghe caratterizzate da struttura colonnare sono solitamente più sensibili all'Hot Tearing rispetto a quelle che presentano una fine struttura equi-orientata. Questa distinzione è strettamente correlata al tipo di lega. Limitare le dimensioni del grano può ridurre la tendenza all'Hot Tearing, anche se non sempre risulta efficace.
Quantità e distribuzione dell'eutettico	Mentre i fenomeni di riassetto e di risanamento delle cricche sono più efficaci all'aumentare della percentuale di eutettico, la tendenza all'Hot Tearing diminuisce. Se una piccola quantità di fase eutettica circonda i grani neoformati, la lega sarà caratterizzata da un'elevata suscettibilità alla cricatura causata dal film di liquido che circonda il bordo del grano, minandone la resistenza.
Fenomeno di segregazione e precipitazione fasi secondarie	Fasi secondarie a basso punto di fusione possono indebolire i bordi del grano abbassando la temperatura di solidificazione dell'intera lega e allungando la permanenza del film di liquido. L'aggiunta di modeste quantità di altri elementi in lega o la presenza di impurità riducono la resistenza alla cricatura a caldo della lega di base, abbassandone di conseguenza resistenza meccanica e duttilità.
Sovrariscaldamento	Un alto livello di sovrariscaldamento del fuso promuove la crescita colonnare delle dendriti, provocandone un'aumentata suscettibilità all'Hot Tearing. Influenzando però anche altri fattori d'influenza, quali la fluidità e la velocità di raffreddamento, può fornire il risultato opposto.
Gas in soluzione	L'aumento del contenuto di gas in soluzione riduce la tendenza all'Hot Tearing, facilitando l'infiltrazione interdendritica del liquido e compensando le tensioni da ritiro. Tecnica comunque non usata nella pratica di fonderia.

TABELLA 1.1 Schema riassuntivo dei principali fattori riguardanti la tendenza all'hot tearing

CAPITOLO 2

Lega Al-Cu e realizzazione del getto

Introduzione

Per la realizzazione di un getto di buona qualità è di fondamentale importanza un accurato controllo della microstruttura del metallo, poiché è da essa che dipendono tutte le caratteristiche del getto prodotto. Ciò è possibile valutando attentamente l'influenza che ogni stadio del processo di solidificazione assume nei confronti della microstruttura: è necessario applicare un'adeguata velocità di solidificazione, controllare la forma e la distribuzione dei precipitati, tenere in conto la presenza di elementi modificanti, controllare le temperature per l'effettuazione dei trattamenti termici. La ricerca in questo senso è da sempre rivolta allo studio delle relazioni che intercorrono tra proprietà del materiale e suoi parametri microstrutturali, al fine di realizzare un prodotto sempre più affidabile per le diverse applicazioni. Ecco perché è opportuno, nella parte iniziale di questo capitolo, richiamare sinteticamente alcuni concetti metallurgici di base, proprio per facilitare la comprensione dei meccanismi microstrutturali all'origine dei comportamenti delle leghe di alluminio e per avere quindi nozioni adeguate per un loro corretto utilizzo.

2.1 Alluminio

L'alluminio è un materiale metallico, che, allo stato puro, presenta le caratteristiche fisiche indicate nella tabella 2.1.

TABELLA 2.1 Principali caratteristiche fisiche dell'alluminio puro

Numero atomico	13
Massa atomica	26,9815 kg/kmol
Struttura cristallina	Cubica a facce centrate
Parametro reticolare	4,04 Å
Densità a 20 °C	2,70 kg/dm ³
Temperatura di fusione	659,9 °C
Temperatura di ebollizione	2.270 °C
Calore specifico	93,9 kJ/(kg K)
Calore latente di fusione	394,5 kJ/kg

Allo stato solido, gli atomi di alluminio sono disposti in modo ordinato (reticolo cristallino), che si ripete periodicamente nello spazio. L'unità di "base" di tale schema prende il nome di cella cristallina unitaria, mentre l'aggregato formato dalle celle viene denominato cristallo o grano cristallino. I differenti atomi che formano il grano cristallino sono tenuti insieme dal legame metallico, come schematizzato nella fig. 2.1.

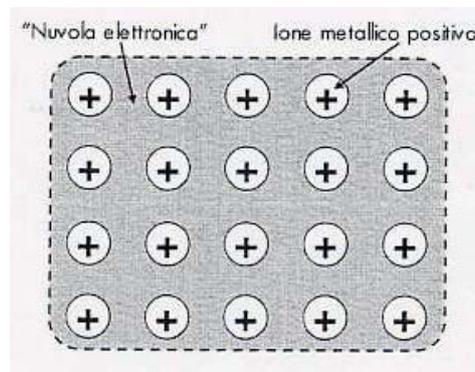


FIGURA 2.1 Schematizzazione del legame metallico

In sostanza, un materiale metallico (e quindi anche l'alluminio) allo stato solido può essere rappresentato come un insieme di ioni metallici positivi, distribuiti secondo la disposizione ordinata, data dal reticolo cristallino, circondati dalla cosiddetta "nuvola elettronica", costituita dagli elettroni degli strati atomici esterni che vengono condivisi dall'intera struttura. Il reticolo cristallino dell'alluminio è di tipo cubico a facce centrate (CFC), come schematizzato in figura 2.2a, mentre la figura 2.2b illustra con maggior realismo l'elevato grado di impacchettamento degli ioni metallici caratteristico di questa cella.

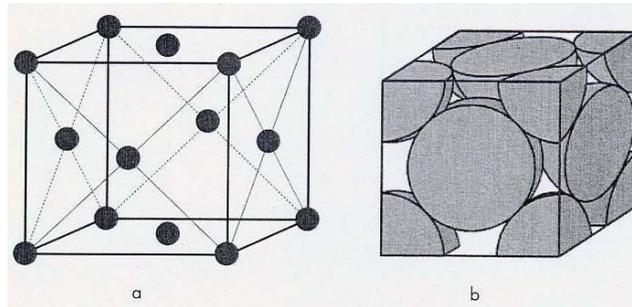


FIGURA 2.2 Rappresentazione schematica delle distribuzioni degli ioni nella cella cubica a facce centrate (a) e descrizione dell'effettivo grado di impacchettamento (b)

Un qualsiasi aggregato cristallino, pur avendo il riferimento ideale della cella unitaria, presenta dei difetti. Tali difetti si possono classificare in termini di:

- *difetti puntiformi* (v. fig. 2.3): vacanze, atomi auto-interstiziali, impurezze costituzionali od interstiziali.
- *difetti lineari* (v. fig. 2.4)
- *difetti superficiali* (v. fig. 2.5)

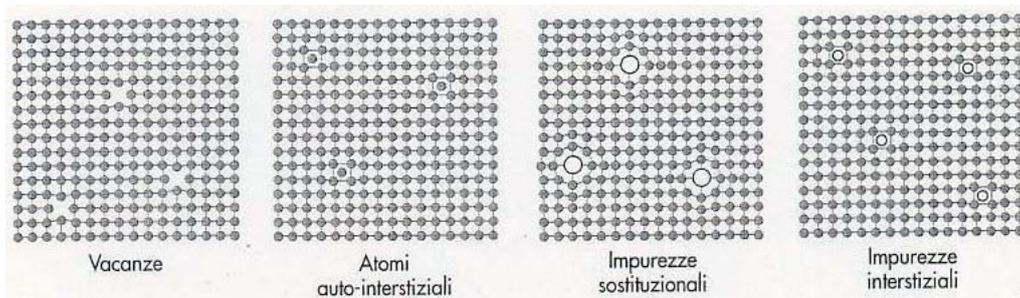


FIGURA 2.3 Diversi tipi di difetti puntiformi

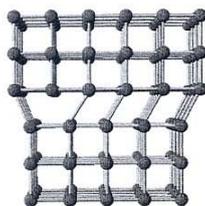


FIGURA 2.4 Difetto lineare (dislocazione)

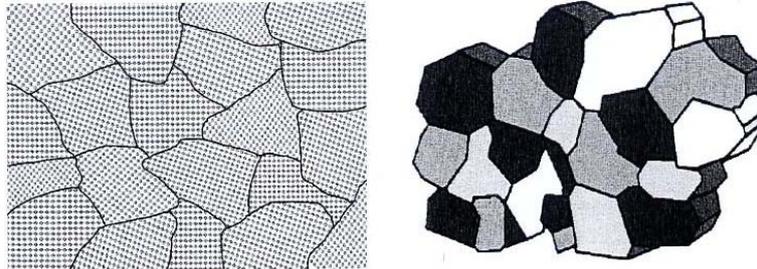


FIGURA 2.5 Difetto superficiale (rappresentazione schematica bidimensionale (a) e tridimensionale (b) dei bordi grano)

La presenza delle varie tipologie di difetti menzionate gioca un ruolo fondamentale nel determinare il comportamento fisico, meccanico, tecnologico di un metallo e di una lega.

2.1.1 La soluzione solida

Nelle applicazioni reali, l'impiego di alluminio puro è piuttosto raro, e in ogni caso si preferisce la denominazione di "alluminio commercialmente puro" (Al_{cp}), data la presenza di limitati quantitativi di silicio e ferro come principali impurezze. Al di là di questo, va invece detto che quasi sempre si fa uso di leghe, che presentano quindi l'aggiunta intenzionale di elementi addizionali, allo scopo di migliorare il comportamento del materiale. Il punto di partenza per introdurre il concetto di lega metallica è il difetto puntiforme. Nel momento in cui all'alluminio viene aggiunto un secondo elemento, questo inizia a comportarsi come impurezza sostituzionale o interstiziale. Un elemento sostituzionale induce nella cella dell'alluminio una "perturbazione dimensionale"; la cella subisce una deformazione, che, entro certi limiti, può essere assorbita dalle celle dell'alluminio adiacenti a quella interessata dall'elemento sostituzionale. In questo caso si può ritenere che l'elemento aggiunto risulti in qualche modo "sciolto" all'interno dell'aggregato cristallino dell'alluminio. In termini più appropriati si può dire che l'elemento aggiunto si trova in soluzione solida all'interno dell'alluminio. La soluzione solida formata costituisce, a tutti gli effetti, quella che, in termini metallurgici, viene definita come una *fase*. Un atomo in soluzione

solida (o “soluto”), pur se accettato dal “solvente” (l’alluminio) ne va comunque a distorcere e perturbare la cella; è chiaro che al crescere del numero di atomi di soluto aggiunti, si vengono a determinare distorsioni e tensioni eccessive nella cella del solvente, che non possono più essere accettabili in termini energetici. La quantità massima di soluto “accettabile” da parte del solvente viene detta *limite di solubilità*, e dipende evidentemente dalla temperatura e dalla coppia solvente-soluto presa in considerazione. Finchè il soluto è presente in quantità inferiore al limite di solubilità, nel sistema è presente una sola fase, cioè la soluzione solida, che convenzionalmente viene definita come fase α (nelle leghe Al-Cu da fonderia, si parla di fase α , ricca in alluminio e con una certa quantità di rame disciolta in essa). Qualora il soluto sia presente in eccesso rispetto al limite di solubilità, la configurazione a energia minima è costituita da due fasi: la fase α (con il soluto presente in quantità coincidente con il limite di solubilità) ed una seconda fase, costituita solitamente da un composto intermetallico o da un’altra soluzione solida, formata dall’alluminio e dall’elemento aggiunto. (v. fig. 2.6 e fig. 2.7).

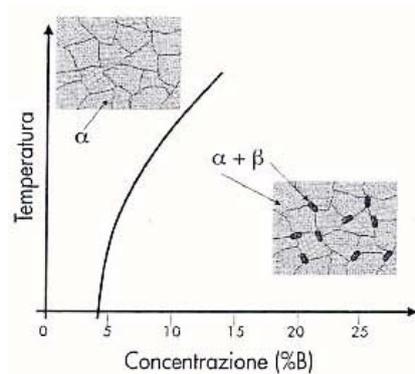


FIGURA 2.6 Curva di solubilità in un diagramma di stato e individuazione delle regioni monofasica e bifasica

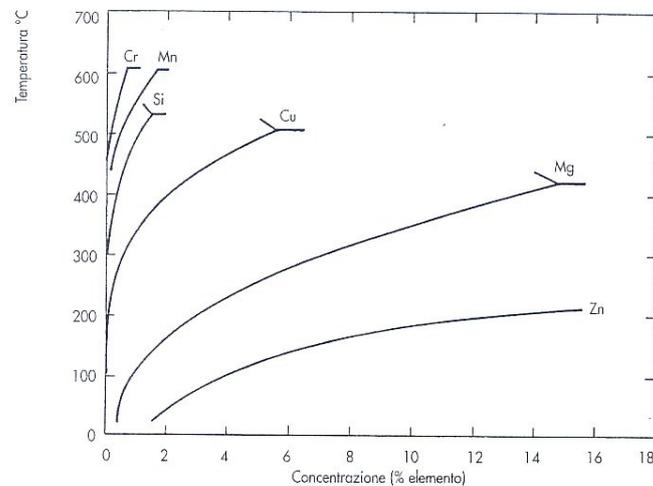


FIGURA 2.7 Valori di solubilità dei principali alliganti dell'alluminio

2.1.2 La solidificazione

Una lega allo stato liquido collocata nello stampo tende a cedere calore e a solidificare: la velocità con cui il calore viene ceduto allo stampo dipende dalla forma stessa di quest'ultimo, dalle condizioni di isolamento, dal movimento del liquido e dalla presenza o meno di sistemi di raffreddamento. Il raggiungimento della temperatura nominale di solidificazione però non è sufficiente ad innescare il processo di solidificazione, il liquido infatti scende al di sotto di questa temperatura creando una condizione di instabilità termodinamica tale da innescare la formazione dei primi aggregati cristallini. Questi si formano in prossimità di uno strato eterogeneo, come ad esempio la parete dello stampo o le particelle solide eventualmente disperse nel liquido. L'entità di questa differenza di temperatura è chiamata 'sottoraffreddamento'. In Fig.2.8 è evidenziata la schematizzazione di una tipica curva di solidificazione di un metallo con relativo sottoraffreddamento, ed in figura 2.8 A, una curva rilevata sperimentalmente.

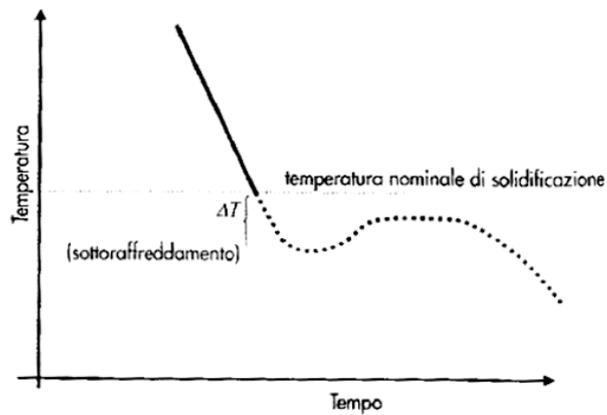


FIGURA 2.8 Curva tempo-temperatura di un metallo in presenza di sottoraffreddamento

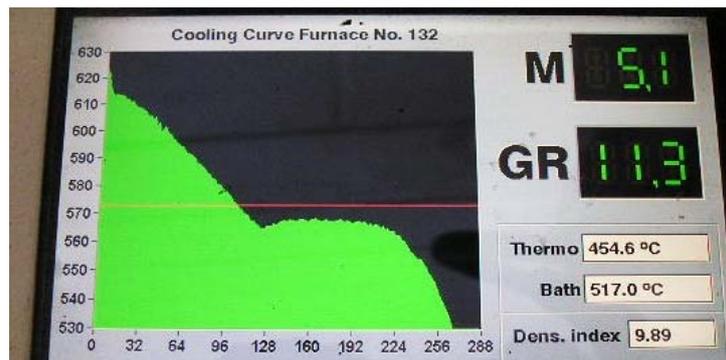


FIGURA 2.8A Curva di raffreddamento dell'alluminio: è bene evidenziato il sottoraffreddamento

La morfologia dei primi grani che si vengono a formare dipende principalmente dalla velocità alla quale questi si accrescono e la velocità a sua volta dipende dalla direzione presa in esame. Nel caso dell'alluminio, la direzione preferenziale è quella perpendicolare alle facce della cella unitaria. Questo fatto, unitamente alla presenza di gradienti termici, determina la formazione di grani con struttura dendritica (v. fig. 2.9).

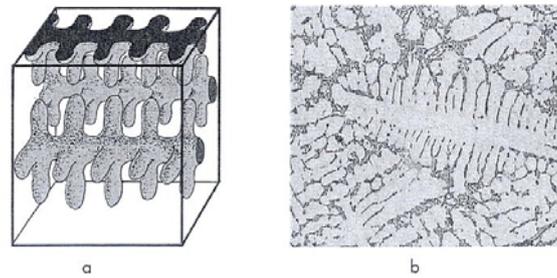


FIGURA 2.9 Schematizzazione (a) ed esempio metallografico di struttura dendritica (b)

Secondo la drasticità del gradiente termico e della conducibilità termica della lega si può avere un aspetto colonnare o equiassico delle dendriti (v. fig. 2.10).

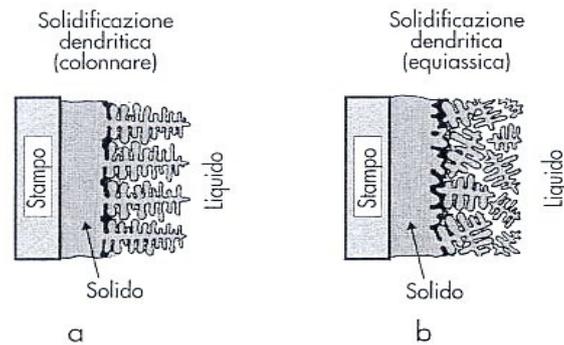


FIGURA 2.10 Morfologia colonnare (a) ed equiassica (b) delle dendriti

Le caratteristiche microstrutturali di un getto dipendono quindi, oltre che dalla composizione della lega, anche dalle condizioni di solidificazione (tipo di stampo, circuiti di raffreddamento).

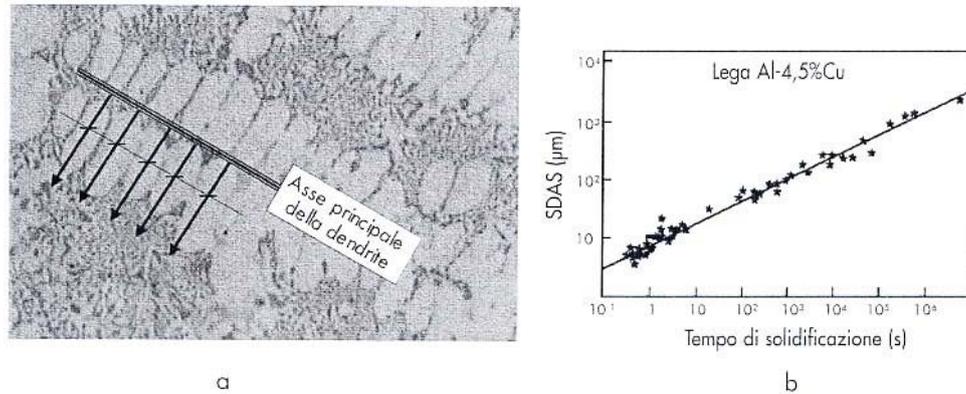


FIGURA 2.11 Definizione e misurazione del parametro SDAS (a) e correlazione tra SDAS e tempi di solidificazione

Nel caso delle leghe da fonderia, la correlazione tra condizioni di solidificazione e microstruttura è generalmente effettuata tramite il parametro SDAS (*Secondary dendrite Arm Spacing*) che dà una misura della spaziatura tra i rami secondari della dendrite (v. figg. 2.11 - 2.12 - 2.13).

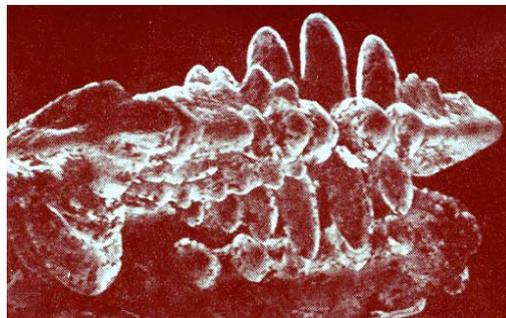


FIGURA 2.12 Immagine tridimensionale di una dendrite

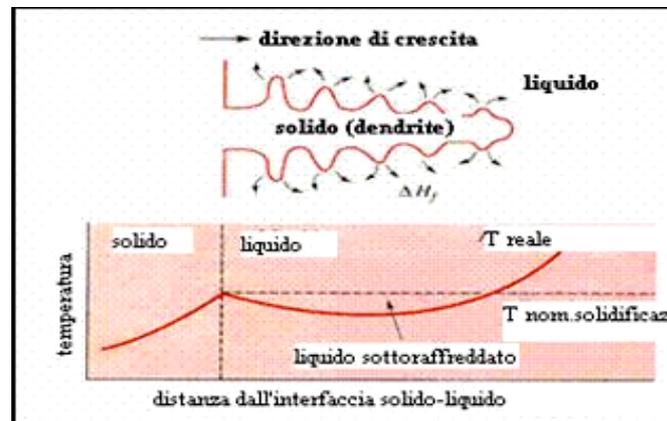


FIGURA 2.13 Andamento della temperatura all'interfaccia tra solido e liquido durante la formazione di una dendrite

2.2 Composizione lega

Le leghe Alluminio-Rame presentano eccellenti proprietà meccaniche, ma si contraddistinguono anche per la scarsa colabilità e per l'elevata sensibilità all'Hot Tearing, dato l'ampio intervallo di cristallizzazione posseduto. La lega $Al-4.5Cu$ è una semplice lega ipoeutettica. Il rame è presente come composto intermetallico $CuAl_2$, che forma un eutettico con la soluzione solida di alluminio. La porzione di eutettico è presente come composto interdendritico con i vertici situati lungo le dendriti e i bordi grano. Le dendriti di alluminio manifestano un cambio di morfologia a cuore, con un gradiente di elementi leganti che derivano da una diffusione non completa, o meglio, da una solidificazione in condizioni di non-equilibrio. Il ferro ed il silicio, presenti come impurezze in quasi tutte le leghe di alluminio, formano un costituente complesso del tipo $\alpha-FeSi$. Molti sforzi sono stati compiuti al fine di ottenere un miglioramento della colabilità e una riduzione della tendenza alla cricatura a caldo: l'aggiunta del silicio e lo studio delle modificazioni ad esso correlate rappresenta uno dei percorsi maggiormente seguiti nel campo della ricerca.

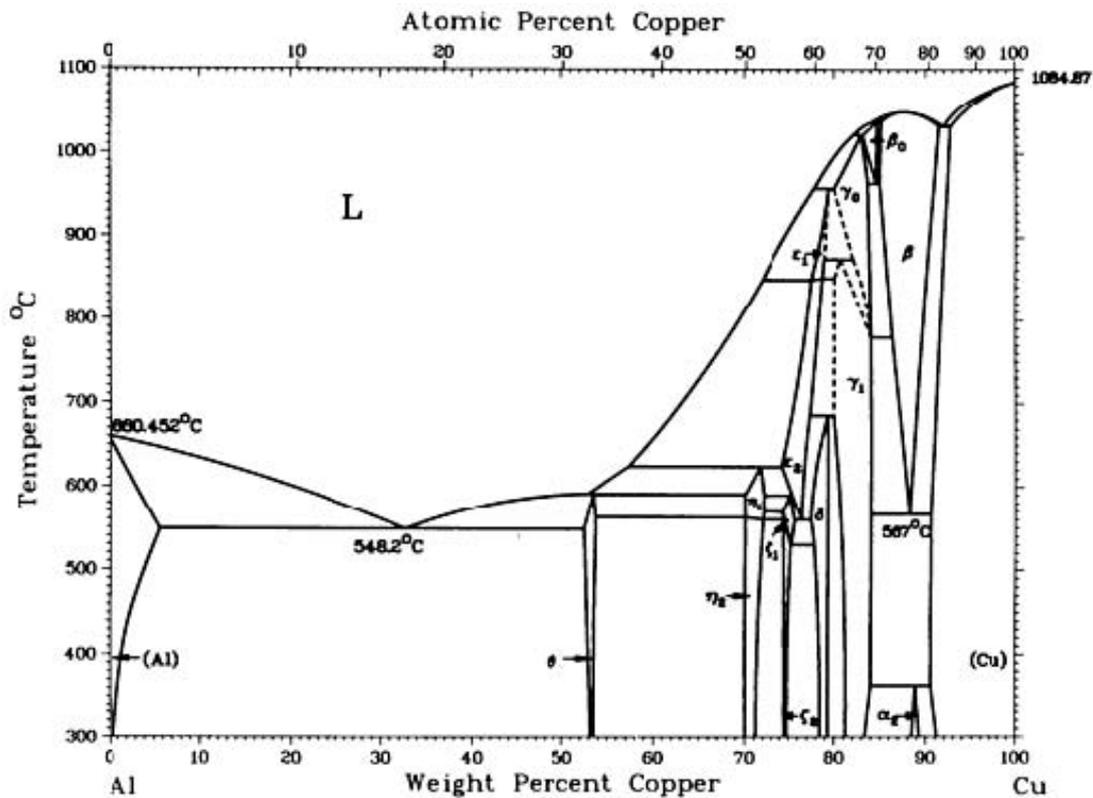


FIGURA 2.14 Diagramma delle fasi della lega binaria Al-Cu

L'indagine si è svolta analizzando le proprietà della lega base di designazione numerica EN AB-21100, o di designazione chimica EN AB-AlCu4Ti, e delle leghe ottenute con l'ulteriore aggiunta in tenore di rame, e in seconda istanza, di silicio.



Per una precisa conoscenza dei costituenti presenti in lega, è stata effettuata un'analisi chimica mediante spettrometro di massa (figura a lato), il cui report completo è stato aggiunto in tabella 2.2.

Elementi	LEGA A (Al Cu4.8 Ti) (Tenori in %)	LEGA B (Al Cu7 Ti) (Tenori in %)	LEGA C (Al Cu7 Si0.9 Ti) (Tenori in %)
Si	0,181	0,179	0,825
Fe	0,121	0,12	0,115
Cu	4,22	6,33	5,95
Mn	0,00463	0,00462	0,00452
Mg	<0.01	<0.01	<0.01
Cr	<0.01	<0.01	<0.01
Zn	<0.0012	<0.0012	<0.0012
Ni	<0.003	<0.003	<0.003
Ti	0,191	0,221	0,224
B	0,00215	0,00419	0,00288
Co	<0.0005	<0.00064	<0.0005
Sn	<0.0009	<0.0009	<0.0009
Ag	0,0019	0,00216	0,00217
Zr	0,00105	0,0011	0,00156
Ca	<0.0010	<0.0010	<0.0010
Pb	<0.0012	<0.00141	<0.0012
Sr	<0.001	<0.001	<0.001
Na	0,00036	<0.00023	<0.00014
Li	0,00092	0,00088	0,00086
P	<0.001	<0.001	<0.001

TABELLA 2.2 Report della composizione chimica

2.3 Modello

L'idea su cui si basano i test per lo studio dell'hot tearing è quella di provocare artificialmente nel provino uno stato di tensioni interne mediante delle restrizioni alla libera solidificazione del getto o della saldatura. In generale questo viene realizzato attraverso due categorie di prove: da una parte i cosiddetti "dog bone" test e dall'altra i

test ad anello. Altri test inoltre prevedono prove di trazione eseguite sul provino durante la solidificazione.

Interessante è il test utilizzato da *Couture* e *Edwards* nello studio delle leghe di alluminio: la prova consiste in quattro barre di differente lunghezza ottenute da un unico canale distributore (fig. 2.15 e fig. 2.16). Ogni barra è caratterizzata da una sezione sferica ad un'estremità (che va a formare con la barra un punto caldo) ed una flangia all'altra; in questo modo le due brusche variazioni di sezione impediscono la libera contrazione della barra durante la sua solidificazione. Per assicurare che la stessa quantità di metallo fluisca attraverso l'hot spot di ciascuna delle quattro barre, lo spessore delle flange è maggiore nelle barre più corte in modo da compensare la minore lunghezza. Poiché le barre più lunghe tenderanno a contrarsi maggiormente rispetto a quelle più corte, gli sforzi agenti sulle ultime zone di solidificazione (cioè in prossimità della giunzione tra barra e sfera) saranno più elevati nelle barre più lunghe, che saranno le prime a rompersi. Perciò il grado di rottura in ciascuna barra può essere utilizzato per valutare la suscettibilità alla cricatura a caldo delle leghe in esame. Dopo la completa solidificazione, dai getti in esame sono stati ricavati campioni della zona in prossimità della cricca che, una volta preparati, sono stati analizzati al microscopio ottico.

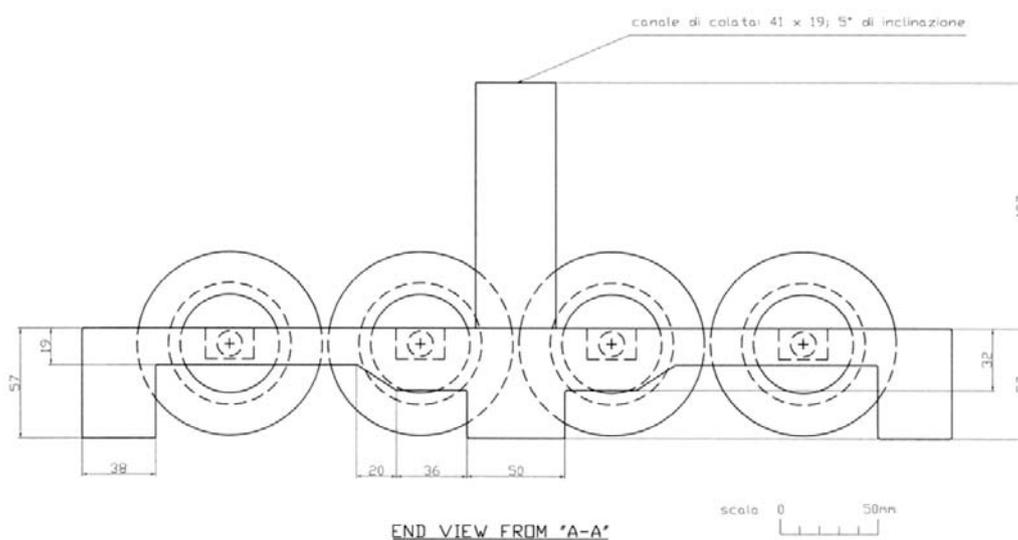


FIGURA 2.15 Vista laterale

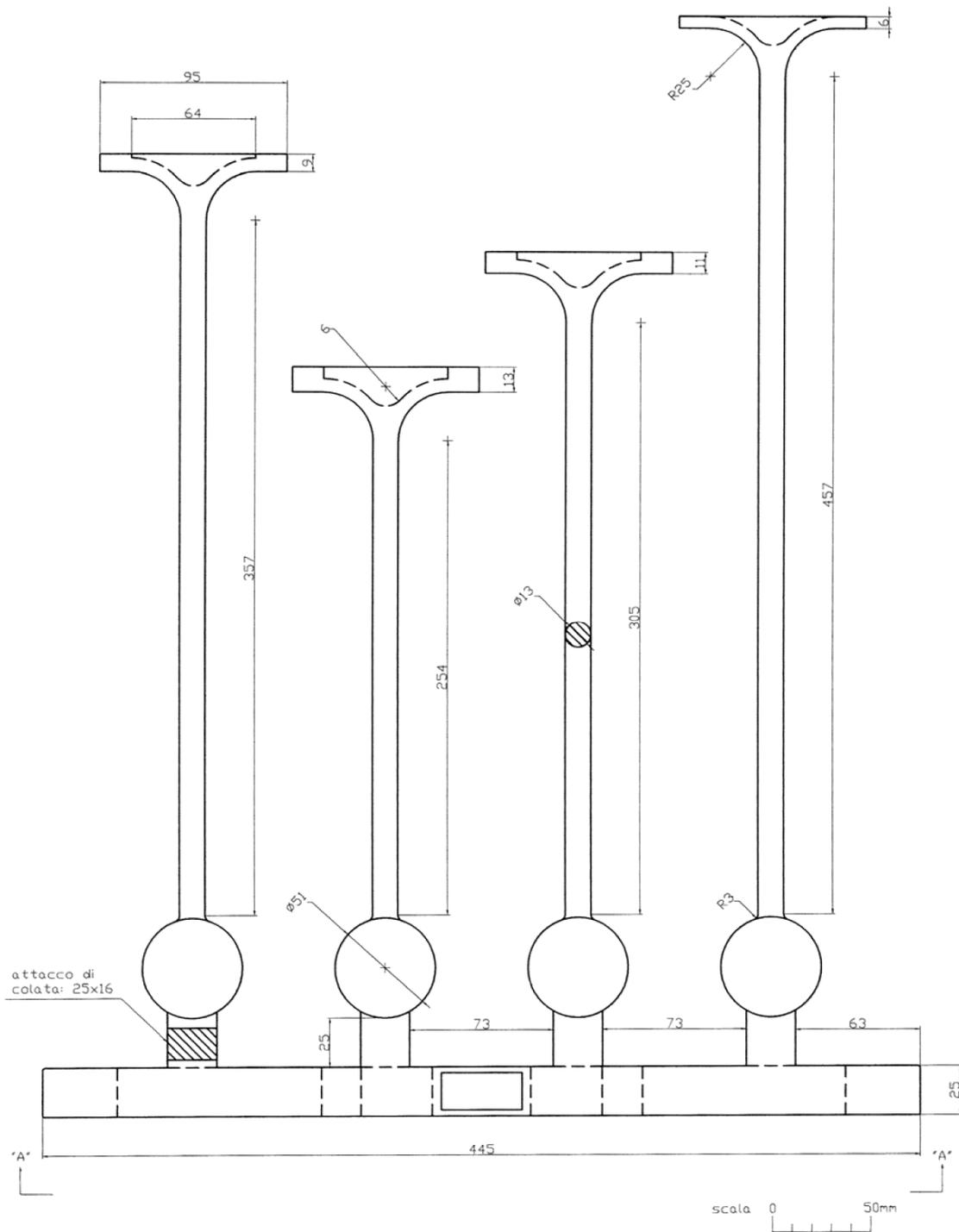


FIGURA 2..16 Vista frontale

2.4 Preparazione stampo, fusione e colata

Il modello fornito è costituito in legno (materiale economico e di facile lavorazione), di misure leggermente superiori a quelle previste per il pezzo, per compensare il ritiro che con il raffreddamento questo subirà in confronto al volume occupato dal metallo fuso.

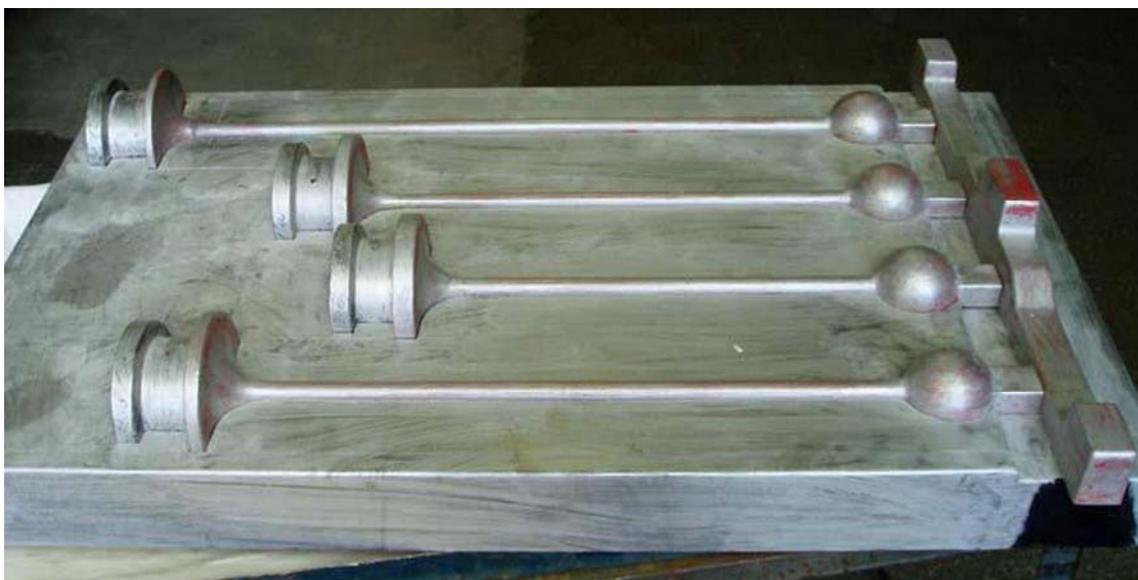


FIGURA 2.17 modello in legno inserito nella placca-modello. Il colore grigio è dovuto al distaccante con cui sono stati ricoperti i due componenti, allo scopo di migliorare il successivo distacco dalla terra.

Il processo di formatura utilizzato per la produzione dei getti per il test sulla criccatura a caldo è stato quello della formatura con resine indurenti a freddo.

Rientrano in questo gruppo quei sistemi di formatura che utilizzano miscele costituite da sabbia e resine sintetiche che induriscono mediante reazione chimica a temperatura ambiente.

La miscela di sostanze utilizzate per la realizzazione della forma ha assicurato le seguenti caratteristiche:

- *plasticità* per riprodurre fedelmente la forma del modello;
- *coesione* per conservare la forma dell'impronta anche sotto la notevole spinta metallostatica del metallo liquido contro le pareti della forma stessa;
- *refrattarietà* per resistere alle sollecitazioni termiche del metallo liquido: in altre parole la terra della forma non deve solo presentare un elevato punto di fusione (evidentemente maggiore di quello del metallo liquido), ma deve anche mantenere le sue caratteristiche alle alte temperature;
- *permeabilità* per consentire lo sfogo dell'aria contenuta nella forma, dei gas presenti nel metallo liquido e dei gas che si generano nella forma stessa durante la colata.

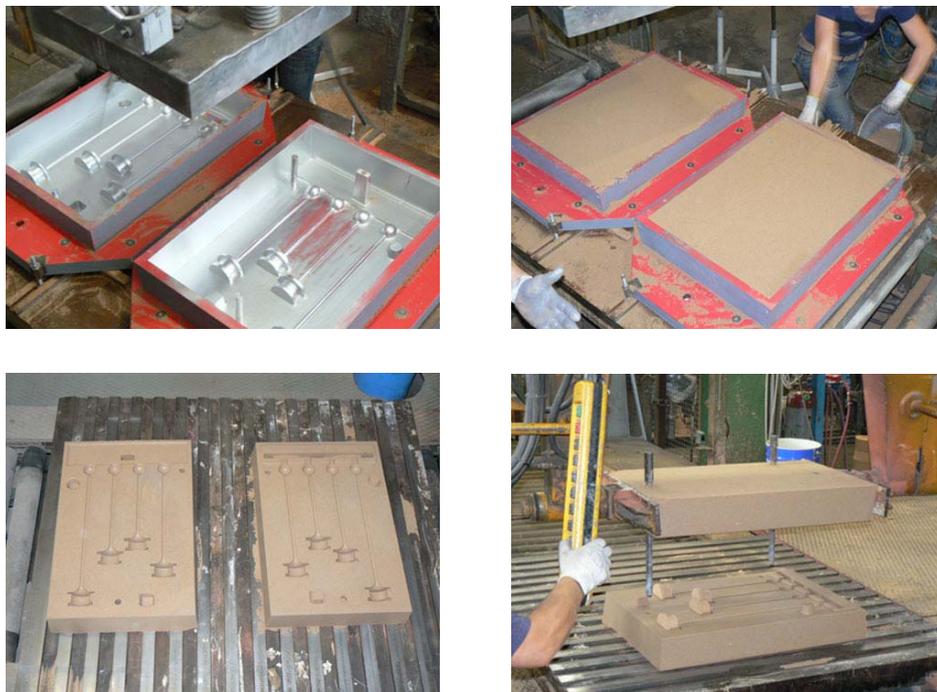


FIGURA 2.18 Processo di creazione e chiusura delle motte in sabbia

La fusione è l'operazione che consiste essenzialmente nel riscaldare la lega allo stato solido in modo che raggiunga il valore della temperatura di colata (superiore a quella di fusione), conservando lo stato liquido per il tempo sufficiente all'operazione di colata. Il calore necessario per la fusione della lega è fornito dal forno fusorio, che ha il compito di portare le leghe leggere in esame alla temperatura più adatta per la colata, nelle migliori condizioni possibili e con la minore spesa possibile. Ai fini dell'impiego in fonderia un forno deve quindi garantire proprietà quali il controllo della composizione della lega fusa, minore contaminazione possibile della carica metallica con impurità di vario tipo e gas disciolti e perdite per quanto possibili basse nella fusione.



FIGURA 2.19 Forno fusorio a bacino a gas



FIGURA 2.20 Forno di attesa



FIGURA 2.21 Preparazione del fuso

Una volta caricato il forno ed iniziato il processo fusorio, la massima attenzione deve essere dedicata a mantenere sul bagno un'atmosfera adatta: una presenza eccessiva di ossigeno, per esempio, può provocare la formazione di ossidi che sono, di fatto, scorie indesiderate e che, a causa del loro basso peso specifico, si raccolgono sulla superficie del fuso. Queste scorie sono di difficile separazione e quindi bisogna intervenire con un'azione grossolana che spesso comporta la perdita di una notevole quantità di metallo fuso. Per ridurre queste perdite si interviene a monte, eliminando l'ossigeno con l'aggiunta di un disossidante: nel nostro caso, il metallo fuso è stato ulteriormente protetto mediante l'utilizzo di gas argon che, insufflato sulla superficie del bagno fuso, ha ridotto con la sua atmosfera inerte i rischi di ossidazione superficiale del metallo durante le successive operazioni di colata.

La colata è l'operazione che consiste nel versamento del metallo nella forma; il metallo liquido surriscaldato viene trasportato dal forno alle forme attraverso l'utilizzo di *siviere*, composte di acciai fortemente legati, atti a resistere a tali condizioni di stress termico.

Essendo il getto di forma e dimensioni relativamente semplici, è stata sufficiente l'alimentazione con singolo canale di colata, mentre non è stato necessario ricorrere all'utilizzo di materozze.

Da non dimenticare inoltre l'importante influenza della temperatura di colata sulla qualità del fuso e sulle proprietà del getto.

Una temperatura di colata troppo elevata può infatti causare:

- danneggiamento del metallo dovuto a sviluppo di gas;
- possibili reazioni tra metallo e sabbia dello stampo;
- sviluppo di porosità nel getto.

Se troppo bassa, invece, il problema più ovvio è che il metallo possa non riempire completamente lo stampo ed il getto risulti così incompleto. Un'altra conseguenza può essere l'insufficiente alimentazione delle sezioni più massicce, con formazione di cavità di ritiro.



FIGURA 2.22 Processo di colata



FIGURA 2.23 Apertura stampo dopo raffreddamento del getto

CAPITOLO 3

Analisi macroscopica dei getti

Introduzione

Al fine di quantificare il fenomeno dell'Hot Tearing, è stata condotta un'osservazione accurata delle zone maggiormente critiche dei getti, catalogando ciascuna barra di ciascuna lega per ognuna delle tre colate.

L'introduzione di un valore, da noi chiamato *parametro di suscettibilità all'Hot Tearing*, ha permesso di valutare il diverso comportamento della lega di partenza rispetto a quelle da noi modificate nei tenori di rame e silicio.

3.1 Analisi macroscopica

In seguito ad un'accurata osservazione visuale dei getti, è stato valutato il grado di cricatura della superficie di raccordo compresa tra il primo hot spot e la staffa, per ognuna delle tre colate realizzate in fonderia.

In seguito riportiamo alcune foto esemplificative dei diversi gradi di danneggiamento riscontrati, partendo dalla barra integra (fig. 3.1) fino ad arrivare a quella talmente compromessa da risultare staccata dal resto del getto (fig. 3.5).

Come si vedrà, alcune barre sono risultate incomplete (fig. 3.6): ciò a testimonianza delle difficoltà di riempimento dello stampo, a causa della geometria dello stesso, e delle non sempre ottimali doti di colabilità della lega.



FIGURA 3.1 Esempio di barra non criccata



FIGURA 3.2 Esempio di barra leggermente criccata



FIGURA 3.3 Esempio di barra criccata



FIGURA 3.4 Esempio di barra molto criccata



FIGURA 3.5 Esempio di barra rotta



FIGURA 3.6 Esempio di barra incompleta

3.1.1 Osservazione della prima colata

LEGHE	A (barra più lunga)	B	C	D (barra più corta)
Al Cu4.8 Ti (760°)	Rotta	Rotta	Rotta	γ
Al Cu4.8 Ti (700°)	Rotta (Incompleta)	Rotta	Rotta	β
Al Cu7 Ti (760°)	Rotta	Rotta	γ	α
Al Cu7 Ti (700°)	Rotta	Rotta	γ	β
Al Cu7 Si0.9 Ti (760°)	γ	β	α	Non criccata
Al Cu7 Si0.9 Ti (700°)	Rotta	α	β	Non criccata

TABELLA 3.1 Report dell'osservazione visiva dei getti della prima colata.

Legenda dei risultati ottenuti: α = leggermente criccata, β = criccata, γ = molto criccata

3.1.2 Osservazione della seconda colata

LEGHE	A (barra più lunga)	B	C	D (barra più corta)
Al Cu4.8 Ti (760°)	Non criccata (Incomp.)	γ (Incomp.)	Rotta	Rotta
Al Cu4.8 Ti (700°)	Rotta (Incomp.)	Rotta	Rotta	β
Al Cu7 Ti (760°)	Rotta	Rotta	Rotta	α
Al Cu7 Ti (700°)	Rotta (Incomp.)	γ	γ	α
Al Cu7 Si0.9 Ti (760°)	γ	γ	Non criccata	Non criccata
Al Cu7 Si0.9 Ti (700°)	γ	β	α	Non criccata

TABELLA 3.2 Report dell'osservazione visiva dei getti della seconda colata.

Legenda dei risultati ottenuti: α = leggermente criccata, β = criccata, γ = molto criccata

3.1.3 Osservazione della terza colata

LEGHE	A (barra più lunga)	B	C	D (barra più corta)
Al Cu4.8 Ti (760°)	Rotta (Incomp.)	Rotta	Rotta	Rotta
Al Cu4.8 Ti (700°)	Rotta	Rotta	γ	α
Al Cu7 Ti (760°)	Rotta	Rotta	γ	α
Al Cu7 Ti (700°)	Rotta	Rotta	γ	α
Al Cu7 Si0.9 Ti (760°)	γ	γ	β	Non criccata
Al Cu7 Si0.9 Ti (700°)	γ	α	α	Non criccata

TABELLA 3.3 Report dell'osservazione visiva dei getti della terza colata.

Legenda dei risultati ottenuti: α = leggermente criccata, β = criccata, γ = molto criccata

3.2 Parametro di Suscettibilità all'Hot Tearing

Al fine di tradurre in valori numerici i risultati ottenuti dall'osservazione macroscopica dei getti e poter quindi confrontare il comportamento di ciascuna lega sottoposta a cricatura a caldo, abbiamo introdotto un parametro, chiamato *P.S.H.T.*, *Parametro di Suscettibilità all'Hot Tearing*, così definito:

$$P.S.H.T. = \sum_{i=A}^D (C_i \times L_i)$$

dove C è il valore numerico assegnato all'entità del danno della barra considerata ed L è il valore numerico assegnato alla lunghezza della stessa. Il danneggiamento è stato quantificato con un intero che va dal valore 1 per superfici leggermente criccate fino a 4 per le barre completamente separate dal resto del getto. Alle (poche) barre non criccate è stato assegnato $C=0$. Per quanto riguarda la seconda variabile, L , è stata rappresentata con un numero che va da 1 (barra più lunga) a 4 (barra più corta).

Valori più elevati di *P.S.H.T.* indicano quindi maggior suscettibilità della lega al fenomeno, dato che sono indicativi di un maggior danneggiamento riscontrato.

3.3 Report dei risultati

Si riportano di seguito le tabelle, compilate lega per lega e per ciascuna delle due temperature di colata, con l'indicazione dei relativi valori medi di danneggiamento.

3.3.1 Lega Al Cu4.8 Ti colata a 760 °C

COLATA N°	$C_A \times L_A$	$C_B \times L_B$	$C_C \times L_C$	$C_D \times L_D$	$P.S.H.T. = \sum_{i=A}^D (C_i \times L_i)$
1	4x1	4x2	4x3	3x4	36
2	4x1	3x2	4x3	4x4	38
3	4x1	4x2	4x3	4x4	40
Media	4,0	7,3	12,0	14,7	38

3.3.2 Lega Al Cu4.8 Ti colata a 700 °C

COLATA N°	$C_A \times L_A$	$C_B \times L_B$	$C_C \times L_C$	$C_D \times L_D$	$P.S.H.T. = \sum_{i=A}^D (C_i \times L_i)$
1	4x1	4x2	4x3	2x4	32
2	4x1	4x2	4x3	2x4	32
3	4x1	4x2	3x3	1x4	25
Media	4,0	8,0	11,0	6,7	29,7

3.3.3 Lega Al Cu7 Ti colata a 760 °C

COLATA N°	$C_A \times L_A$	$C_B \times L_B$	$C_C \times L_C$	$C_D \times L_D$	$P.S.H.T. = \sum_{i=A}^D (C_i \times L_i)$
1	4x1	4x2	3x3	1x4	25
2	4x1	4x2	4x3	1x4	28
3	4x1	4x2	3x3	1x4	25
Media	4,0	8,0	10,0	4,0	26,0

3.3.4 Lega Al Cu7 Ti colata a 700 °C

COLATA N°	$C_A \times L_A$	$C_B \times L_B$	$C_C \times L_C$	$C_D \times L_D$	$P.S.H.T. = \sum_{i=A}^D (C_i \times L_i)$
1	4x1	4x2	3x3	2x4	29
2	4x1	3x2	3x3	1x4	23
3	4x1	4x2	3x3	1x4	25
Media	4,0	7,4	9,0	5,4	25,7

3.3.5 Lega Al Cu7 Si0.9 Ti colata a 760 °C

COLATA N°	$C_A \times L_A$	$C_B \times L_B$	$C_C \times L_C$	$C_D \times L_D$	$P.S.H.T. = \sum_{i=A}^D (C_i \times L_i)$
1	3x1	2x2	1x3	0	10
2	3x1	3x2	0	0	9
3	3x1	3x2	2x3	0	15
Media	3,0	5,4	3,0	0,0	11,4

3.3.6 Lega Al Cu7 Si0.9 Ti colata a 700 °C

COLATA N°	$C_A \times L_A$	$C_B \times L_B$	$C_C \times L_C$	$C_D \times L_D$	$P.S.H.T. = \sum_{i=A}^D (C_i \times L_i)$
1	4x1	1x2	2x3	0	12
2	3x1	2x2	1x3	0	10
3	3x1	1x2	1x3	0	8
Media	3,4	2,7	4,0	0,0	10,0

3.4 Conclusioni

Dall'analisi dei dati a cui siamo pervenuti, possiamo trarre subito due conclusioni:

- I) La *temperatura di colata* è un parametro che non ha in buona misura influenzato il comportamento all'Hot Tearing delle leghe considerate, dato il basso scarto presentato nei valori medi finali di *P.S.H.T.* delle rispettive composizioni.
- II) L'aggiunta in tenore di *rame* ha rappresentato un certo miglioramento in termini di resistenza alla cricatura a caldo, rispetto alla lega di base. Caratteristica che è risultata esser notevolmente migliorata in seguito all'aggiunta di *silicio*: fattore questo che era atteso, visto il suo impiego ormai comune nelle leghe di fonderia, quale elemento utile a rendere più fluido e quindi più facilmente colabile il fuso.

CAPITOLO 4

Analisi microstrutturale

Introduzione

L'analisi delle caratteristiche microstrutturali delle leghe in esame è stata condotta a vari livelli di ingrandimento: da metodi macroscopici, eseguiti ad occhio nudo o con deboli ingrandimenti, al microscopio ottico fino a quello elettronico che ha un potere risolutivo notevolmente più elevato.

4.1 Microscopia ottica

Il metodo principale per lo studio della microstruttura di una lega è l'osservazione dei campioni, accuratamente spianati e lucidati (come si vedrà in seguito), con il *microscopio ottico metallografico* (nel nostro caso un *Leica MEF4M*, accoppiato con una *telecamera digitale JVC TKC 1380*; questa telecamera invia poi il segnale ad un computer da cui è possibile osservare ed elaborare le immagini del microscopio grazie al programma *Archieve4Images*).

Il microscopio ottico (fig. 4.1 e fig. 4.2) differisce dal microscopio comune perché il campione metallico, che per la sua opacità non può essere osservato per trasparenza anche in sezione sottile, viene osservato per riflessione: l'obiettivo del microscopio raccoglie cioè non la luce che ha attraversato il campione, ma quella che si è riflessa sul campione stesso.

Gli ingrandimenti che si possono ottenere con i vari obiettivi ed oculari combinati in maniera opportuna vanno da qualche decina a più di un migliaio.



FIGURA 4.1 Microscopio ottico Leica MEF4M

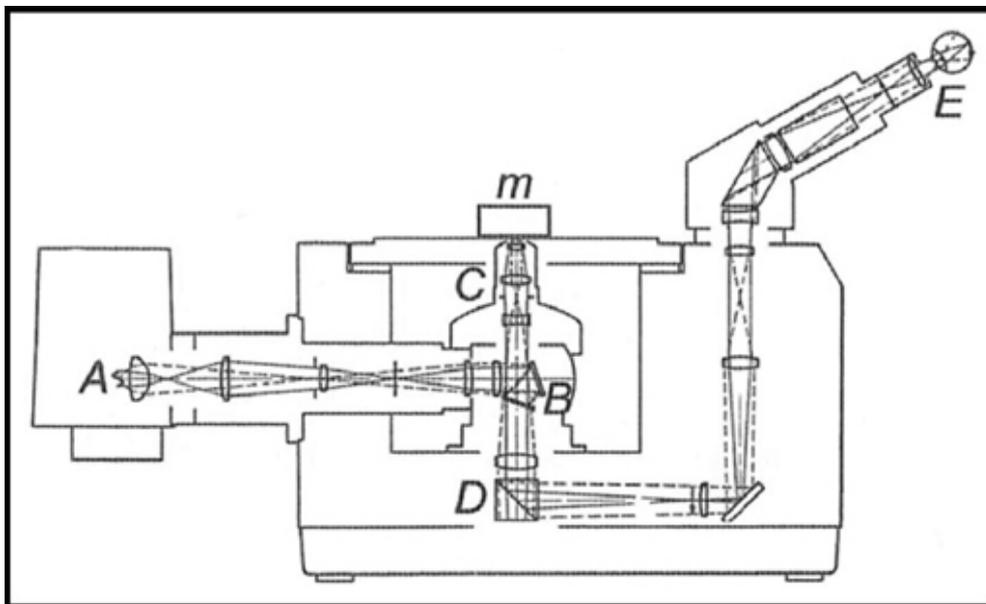


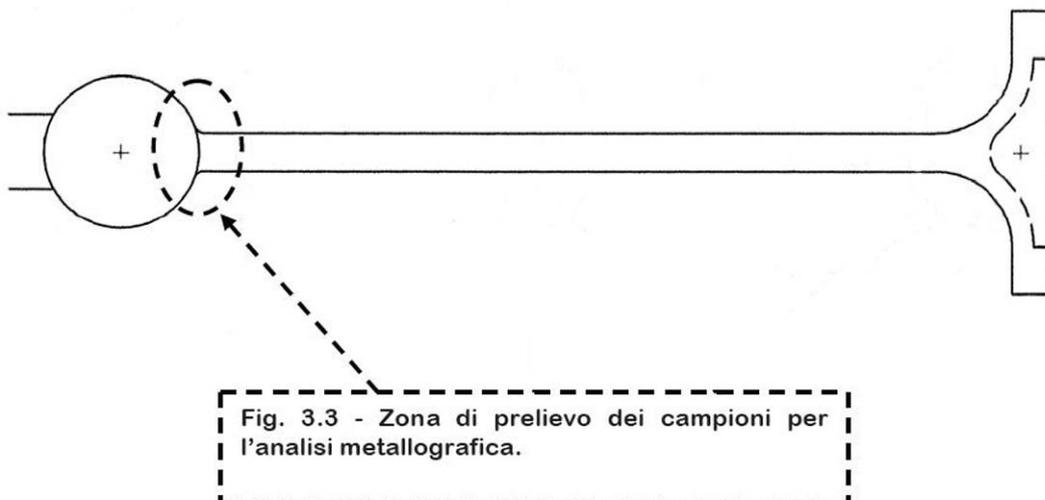
FIGURA 4.2 Rappresentazione schematica di un microscopio ottico. In A si ha la sorgente luminosa; i raggi, dopo aver attraversato un sistema di lenti, sono riflessi totalmente dal prisma B, attraversano l'obiettivo C, colpiscono la superficie da osservare m, sulla quale si riflettono, riattraversano l'obiettivo C, e dal prisma a riflessione totale D sono mandati all'oculare E attraverso il quale si fa l'osservazione

Per poter effettuare l'analisi al microscopio ottico dei nostri getti si sono rese necessarie alcune operazioni preliminari:

- a) prelievo dei campioni;
- b) lucidatura dei campioni;

4.1.1 Prelievo dei campioni

E' stato già detto che i pezzi su cui sono state eseguite le analisi metallografiche sono quelli ottenuti dal modello di Couture ed Edwards per lo studio della criccabilità a caldo nelle leghe di alluminio da fonderia. Da questi getti si sono prelevati un certo numero di campioni: per il nostro studio sull'hot tearing la zona più interessante da analizzare è sicuramente quella in prossimità dell'hot spot, per cui con l'utilizzo di una *troncatrice* (fig. 4.4) è stato asportato da ogni barra un piccolo campione nella variazione di sezione tra barre e sfere, come è rappresentato in fig. 4.3.



E' importante sottolineare il fatto che il taglio del campione e le successive lavorazioni necessitano di molte attenzioni per evitare deformazioni profonde e riscaldamento del materiale; per evitare quest'ultimo inconveniente le operazioni di taglio e pulitura vengono condotte con abbondante refrigerazione in modo da non alterare la microstruttura in esame.



FIGURA 4.4 Troncatrice



FIGURA 4.5 Inglobatrice

I campioni sono stati inglobati in una resina termo-indurente a caldo (resina fenolica) mediante l'utilizzo di una macchina (detta appunto *inglobatrice*, fig. 4.5), ottenendo così campioncini cilindrici del diametro di 30 mm e di spessore circa 15 mm.

Le resine termoplastiche utilizzate per l'inglobamento presentano il notevole vantaggio di non essere solubili nei reagenti normalmente impiegati negli attacchi acidi. Sono inoltre sufficientemente dure da non deformarsi durante la levigatura.

Con l'inglobamento in resina si possono inoltre numerare, mediante stampigliatura, i campioni, consentendo la loro sicura individuazione.

4.1.2 Lucidatura dei campioni

Nella fase di preparazione, che comprende tutte le operazioni necessarie a rendere la superficie dei provini perfettamente piana e lucidata a specchio, il primo passo è quello della *levigatura*: nel nostro caso tale operazione è stata eseguita utilizzando carte abrasive a grana progressivamente decrescente, dalla n° 600 fino alla n° 1200. Passando da una carta all'altra il campione viene ruotato di 90° in modo che le incisioni prodotte dalle lavorazioni successive si incrocino, evitando così il formarsi di striature troppo profonde e favorendo contemporaneamente l'eliminazione di eventuali graffi trasversali.

Finita la pulitura sulle carte, si inizia la lucidatura del campione mediante macchine munite di dischi ricoperti di panno, che ruotano ad una velocità di qualche centinaio di giri al minuto; su ciascun disco vengono depositate paste diamantate a granulometria tipica rispettivamente da uno a tre micron: con queste macchine (fig. 4.6) viene garantita contemporaneamente una lucidatura in tempi ridotti ed un'accurata finitura superficiale.



FIGURA 4.6 Lucidatrici

4.2 Microscopia elettronica

La microscopia elettronica è uno degli strumenti più validi per lo studio dei materiali in quanto, sia per potere risolutivo (definito come la capacità di fornire immagini separate di due punti vicini del campione), sia per numero di ingrandimenti, risulta essere nettamente superiore alla microscopia ottica.

Nel microscopio elettronico (fig 4.7), il campione è “illuminato” da un fascio di elettroni accelerati, di lunghezza d’onda attorno ai 0.005 nm, cioè circa 10^5 volte più piccola rispetto alla lunghezza d’onda della luce visibile. Pertanto, mentre il limite superiore d’ingrandimento del microscopio ottico è circa 1000x, quello di un microscopio elettronico risulta essere di circa 10000000x. In questo tipo di microscopio i diversi punti del campione vengono esplorati successivamente da un sottile fascio elettronico che ne esegue una scansione (da cui il nome) della superficie. Gli elettroni del fascio, colpendo la superficie, scalzano gli elettroni del materiale secondo angoli particolari. Sono gli elettroni secondari, quelli in altre parole che sono stati scalzati, a costituire l’immagine fornita (fig. 4.8).



FIGURA 4.7 Microscopio elettronico a scansione

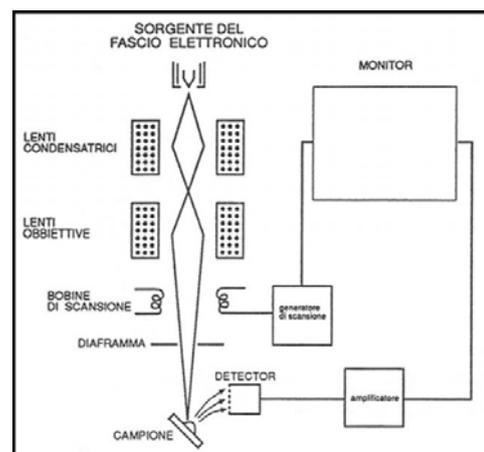


FIGURA 4.8 Schema di funzionamento

4.3 Analisi metallografica

Da un'analisi iniziale della struttura dei getti in sabbia allo stato grezzo di colata, condotta per tutte e tre le leghe e per entrambe le temperature di colata (700 °C e 760 °C), non sono emerse differenze significative: è facilmente identificabile il reticolato eutettico composto dalla fase $CuAl_2$ sulla matrice della fase α dell'alluminio.



FIGURA 4.9 Al Cu4.8 Ti @ 760°C



FIGURA 4.10 Al Cu4.8 Ti @ 700°C



FIGURA 4.11 Al Cu7 Ti @ 760°C

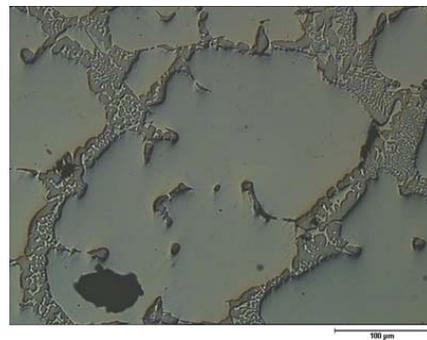


FIGURA 4.12 Al Cu7 Ti @ 700°C

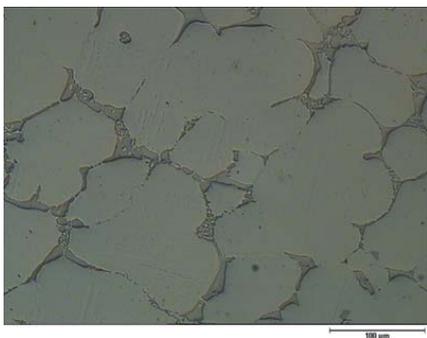


FIGURA 4.13 Al Cu7 Si0.9 Ti @ 760°C

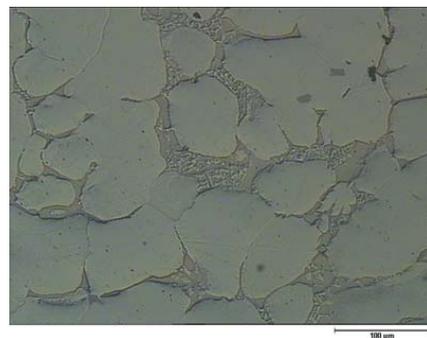


FIGURA 4.14 Al Cu7 Si0.9 Ti @ 700°C

Il ferro è prevalentemente combinato con rame nel composto aciculare Al_7Cu_2Fe , come si può osservare nella figura 4.15, che ritrae un insieme di micrografie ottenute dalle leghe arricchite di rame e di silicio.

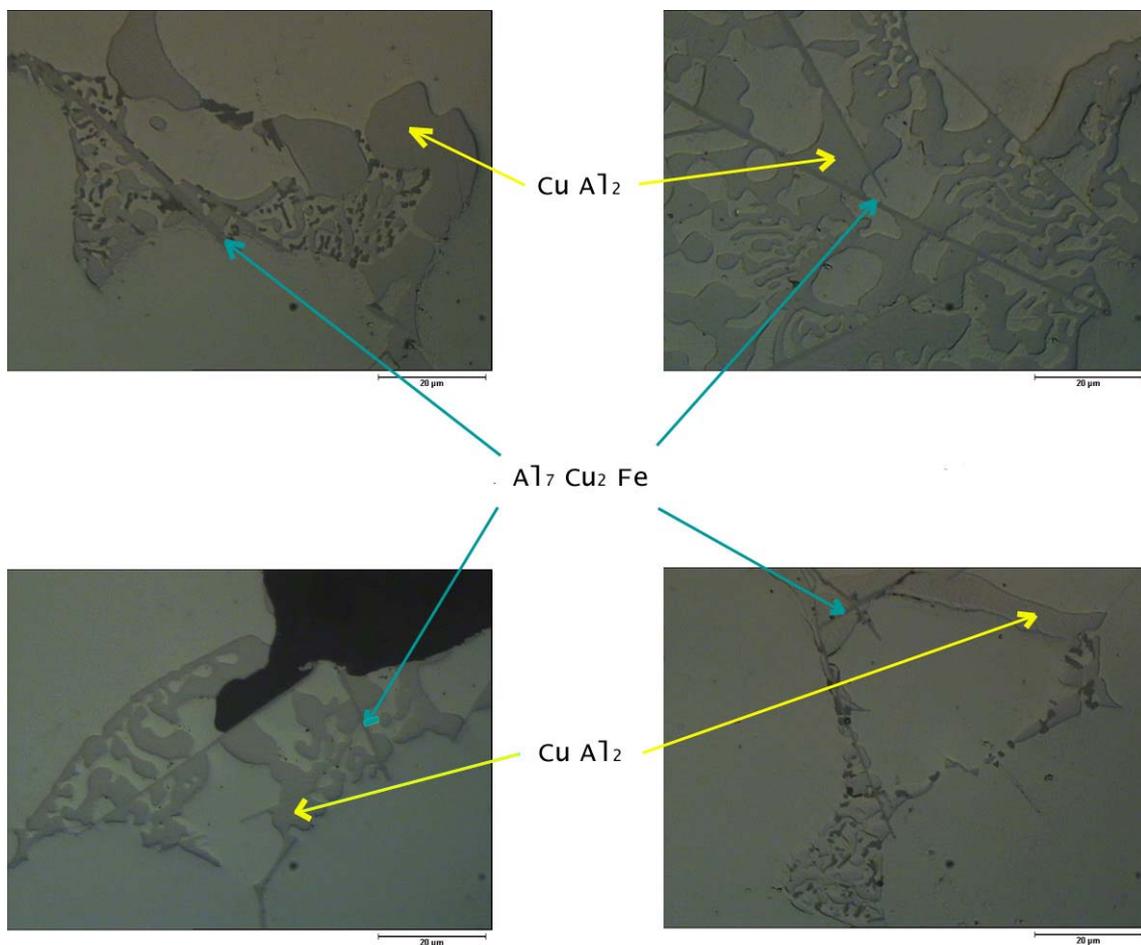


FIGURA 4.15 Indicazione dell'eutettico composto dalla fase $Cu \cdot Al_2$ e del composto aciculare $Al_7 \cdot Cu_2 \cdot Fe$ su micrografie ottenute a 1000x

Un esempio di danneggiamento da Hot Tearing è evidenziato nella figura 4.16. Da notare la profondità della frattura intergranulare, che si estende verso l'interno per alcuni millimetri dalla superficie.



FIGURA 4.16 Frattura intergranulare su composizione di micrografie, ottenute a 100x

Dall'indagine svolta mediante l'ausilio del microscopio elettronico a scansione sulle superfici di frattura di tre campioni significativi delle rispettive leghe, è emersa una struttura globulare diffusa, a conferma della separazione interdendritica avvenuta durante il danneggiamento da Hot Tearing in solidificazione.

In comune risulta pure la diffusa presenza di ossidi di alluminio superficiali, che compaiono come particelle di colore chiaro (*Allumina*), dovuta molto probabilmente al lungo periodo di permanenza del getto a contatto con l'atmosfera.

Una notevole concentrazione di precipitati di Al_7Cu_2Fe sono stati osservati nella lega ad alto tenore di rame e priva di aggiunta di silicio: tale formazione è sicuramente responsabile di un infragilimento locale del getto.

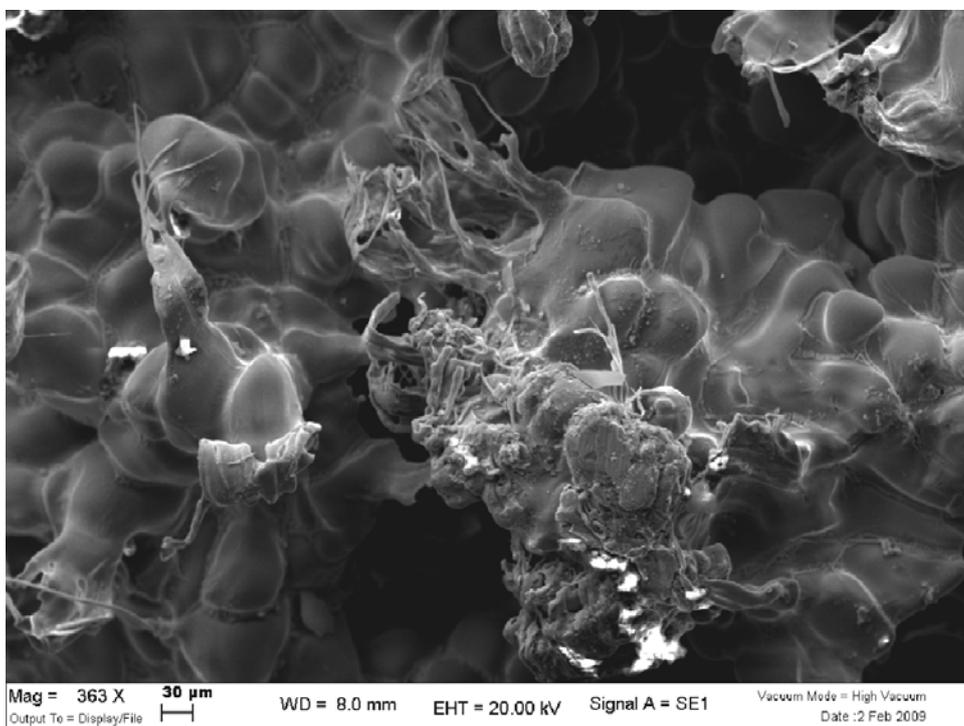


FIGURA 4.17 Dettaglio della superficie di frattura sul campione ricavato dalla lega base

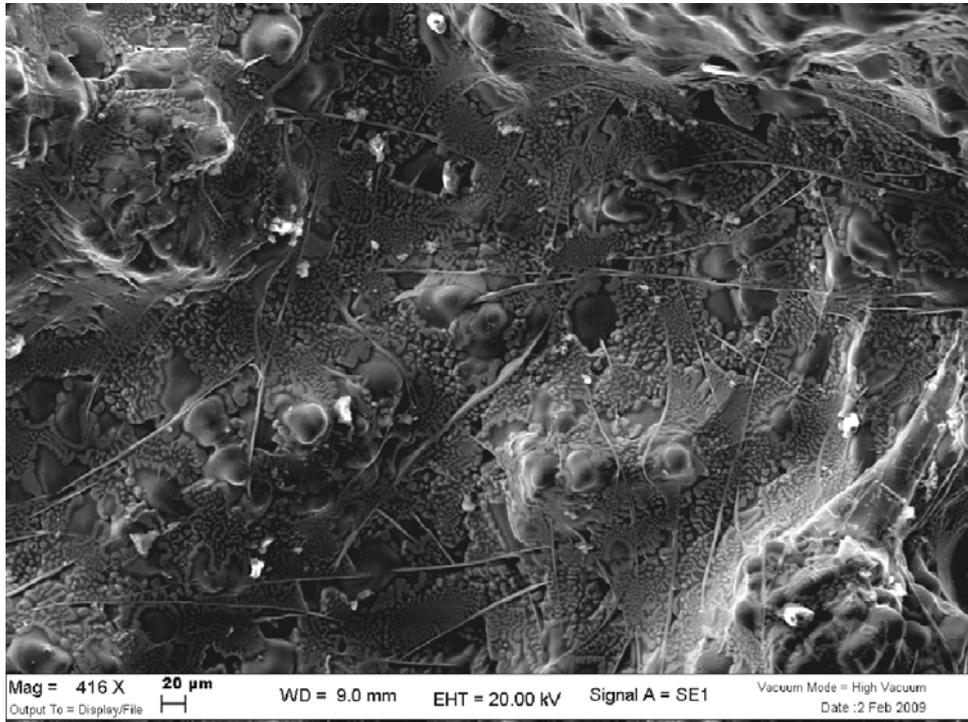


FIGURA 4.18 Dettaglio della superficie di frattura sul campione ricavato dalla lega Al Cu7 Ti

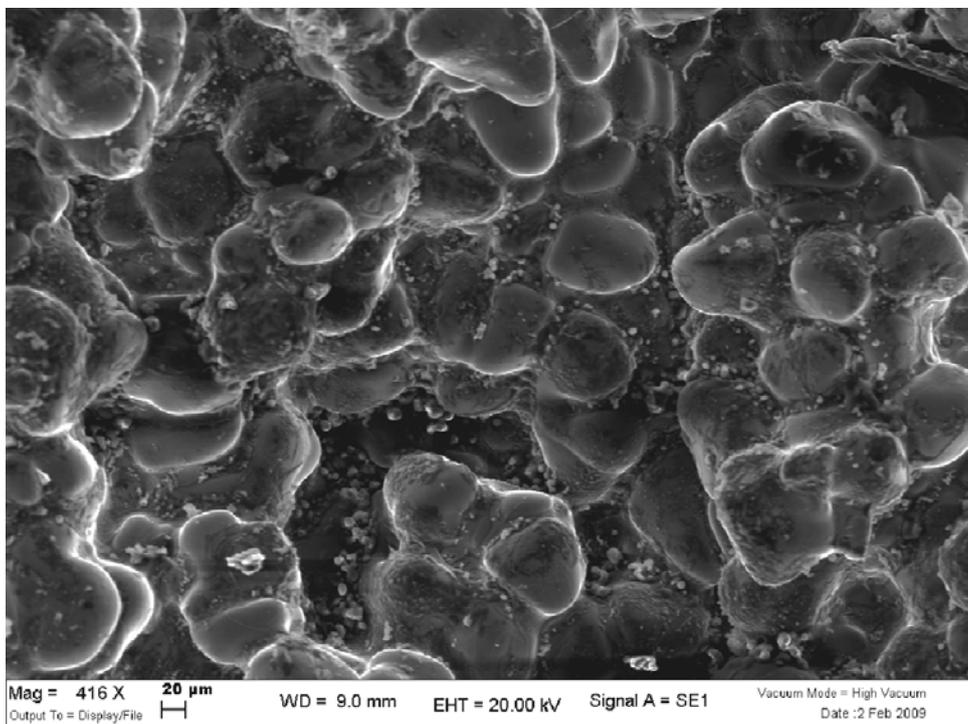


FIGURA 4.19 Dettaglio della superficie di frattura sul campione ricavato dalla lega Al Cu7 Si0.9 Ti

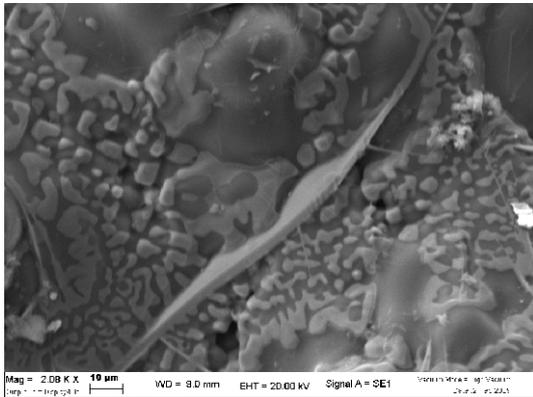
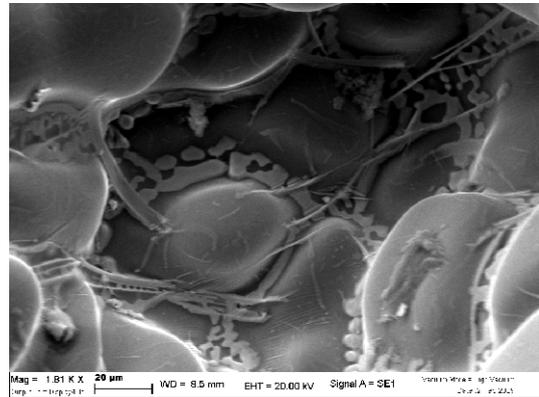
FIGURA 4.20 Dettaglio del precipitato Al₇ Cu₂ Fe

FIGURA 4.21 Particolare della struttura globulare

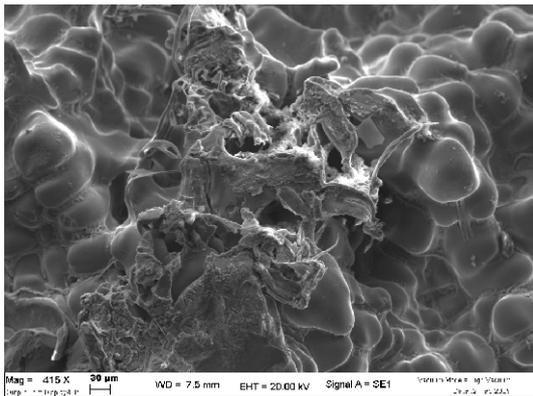


FIGURA 4.22 Superficie di frattura della lega base a 415x

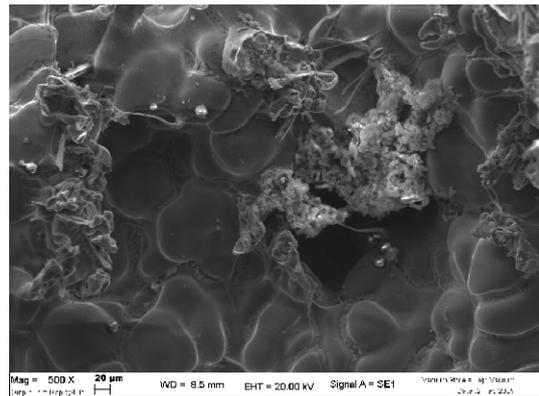


FIGURA 4.23 Precipitati su superficie lega base

Un'interessante funzione offerta dal software di gestione del microscopio a scansione ha permesso un'analisi EDS (*Energy Dispersive X-ray analysis*) localizzata: utile per identificare la composizione di particolari fasi o di precipitati della struttura superficiale del campione. Di seguito sono illustrati alcuni esempi dei report generati dall'applicativo di gestione: immagini della superficie di frattura della lega Al Cu₇ Si_{0.9} Ti (fig. 4.24 e fig. 4.26), grafici dalla spettroscopia di massa puntuale (fig. 4.25 e fig. 4.27) e relative tabelle dei tenori degli elementi presenti (tab. 4.1 e tab. 4.2).

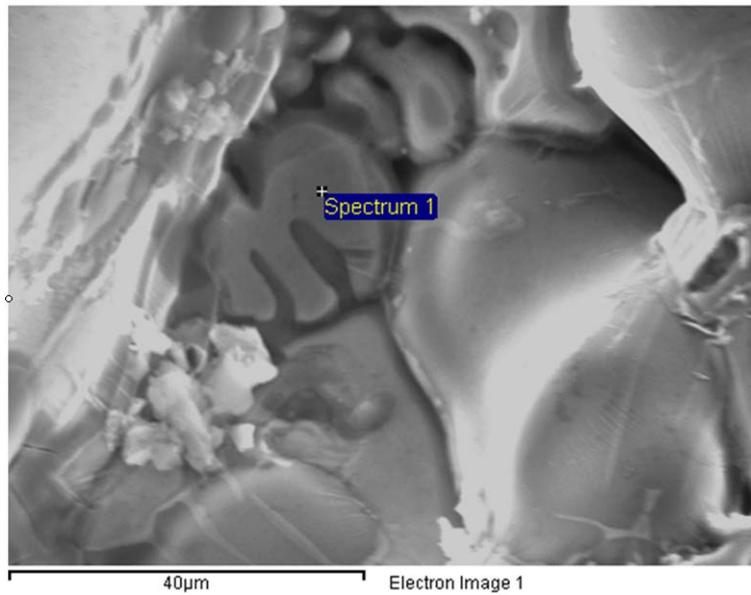


FIGURA 4.24 Superficie di frattura con indicazione del punto analizzato

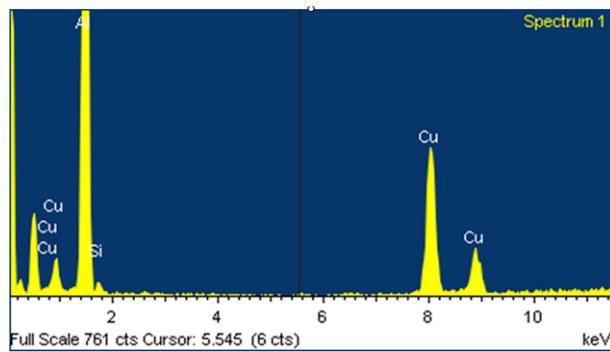


FIGURA 4.25 Grafico dalla spettroscopia di massa puntuale

Element	Weight%	Atomic%
Al K	45.20	65.51
Si K	0.98	1.37
Cu K	53.82	33.13
Totals	100.00	

TABELLA 4.1 Tenore degli elementi presenti localmente

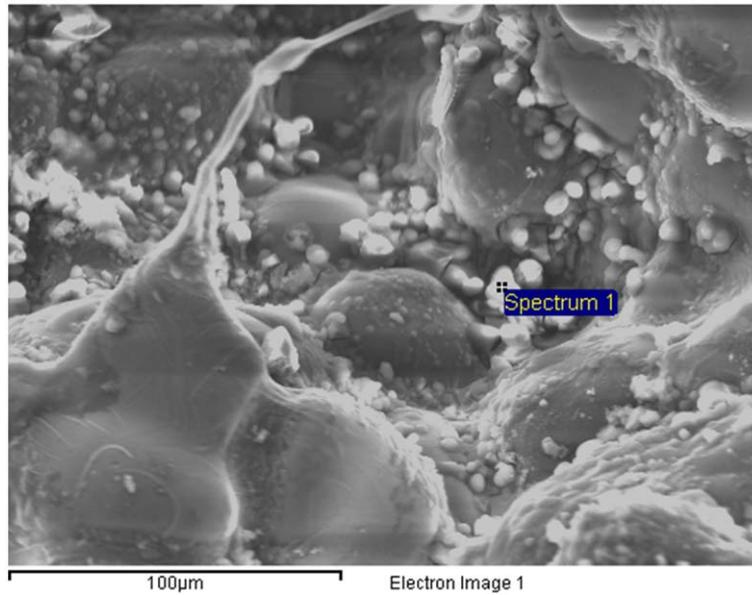


FIGURA 4.26 Superficie di frattura con indicazione del punto analizzato

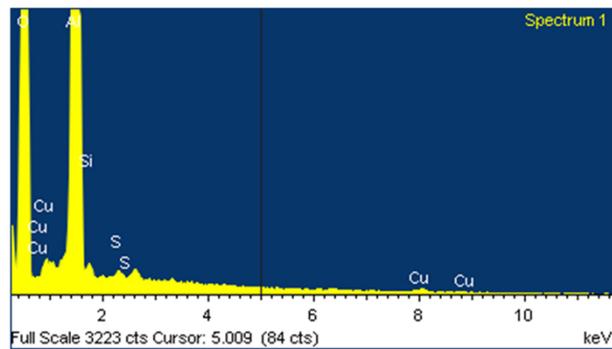


FIGURA 4.27 Grafico dalla spettroscopia di massa puntuale

Element	Weight%	Atomic%	
O K	65.11	76.03	
Al K	33.95	23.51	
Si K	0.36	0.24	
S K	0.17	0.10	
Cu K	0.41	0.12	
Totals	100.00		

TABELLA 4.2 Tenore degli elementi presenti localmente

Un'ulteriore funzione, messa a disposizione dal software di controllo del S.E.M., ha permesso di costruire una mappatura spettroscopica di un'area selezionata: nel particolare considerato (fig 4.28), tratto dalla scansione della superficie della lega Al Cu7 Ti, si è potuto così evidenziare la distribuzione e il tenore degli elementi alluminio, rame e ferro presenti (fig. 4.29).

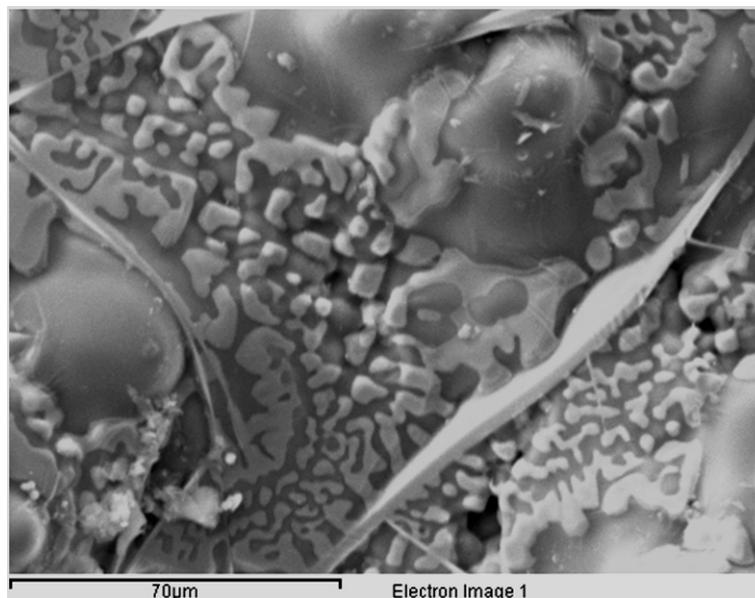


FIGURA 4.28 Zona superficiale selezionata per la mappatura spettroscopica

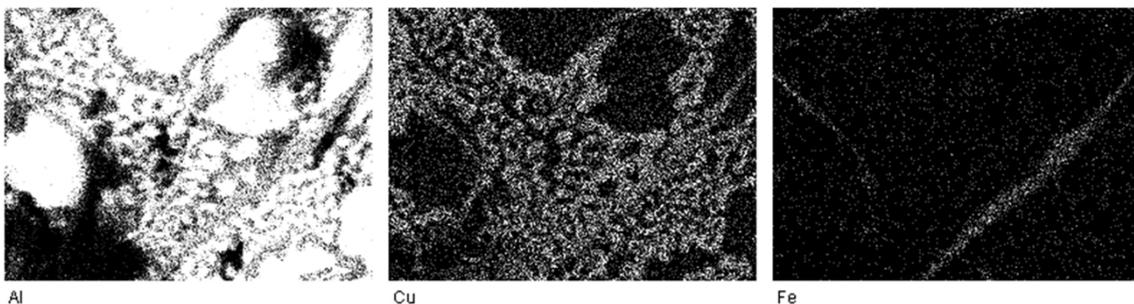


FIGURA 4.29 Distribuzione dei principali elementi costituenti , Al – Cu – Fe, presenti nell'area d'indagine

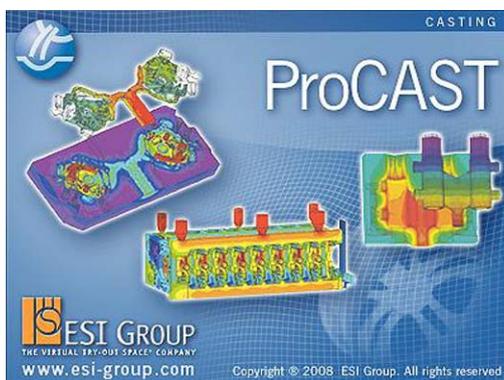
CAPITOLO 5

Simulazione del processo di colata

Introduzione

Al fine di caratterizzare il comportamento e la tendenza all'Hot Tearing delle leghe leggere scelte per la nostra indagine, ci siamo avvalsi di uno dei più diffusi software di simulazione di colata, *ProCAST*[®], prodotto dalla francese ESI Group, utilizzato in versione completa di *modulo stress*, grazie alla gentile collaborazione offerta dal distributore italiano *ECOTRE* s.a.s. di Valente dr. Tiziano & C.

Attraverso i vari stadi che hanno costituito la nostra analisi agli *Elementi Finiti*, quali la modellazione solida dello stampo, la meshatura, il fondamentale setup delle condizioni al contorno, fino al processo di calcolo vero e proprio, abbiamo cercato una nuova forma di approccio rispetto alle canoniche caratterizzazioni meccaniche.



5.1 Modellazione solida

La costruzione del modello solido, che si è utilizzato in seguito per definire lo stampo virtuale, s'è basata sull'utilizzo del noto software di progettazione meccanica 3D, *SolidWorks 2008*.

Partendo dal materiale in nostro possesso, cioè dalle viste frontali e laterali della geometria di Couture-Edwards, ci si è avvalsi delle semplici funzioni di estrusione per ottenere il canale di colata e quello comune di alimentazione. Si è invece sfruttata l'assial-simmetria del sistema formato da sfera, barra e flangia: ottenuti infatti come solidi di rotazione generati dai rispettivi profili bidimensionali.

Si è cercato di riportare con la massima fedeltà possibile il sistema di quotatura originale: superfluo ricordare l'importanza rivestita nel calcolo da fattori quali lunghezza delle barre e diametri degli hot spot o delle flange!

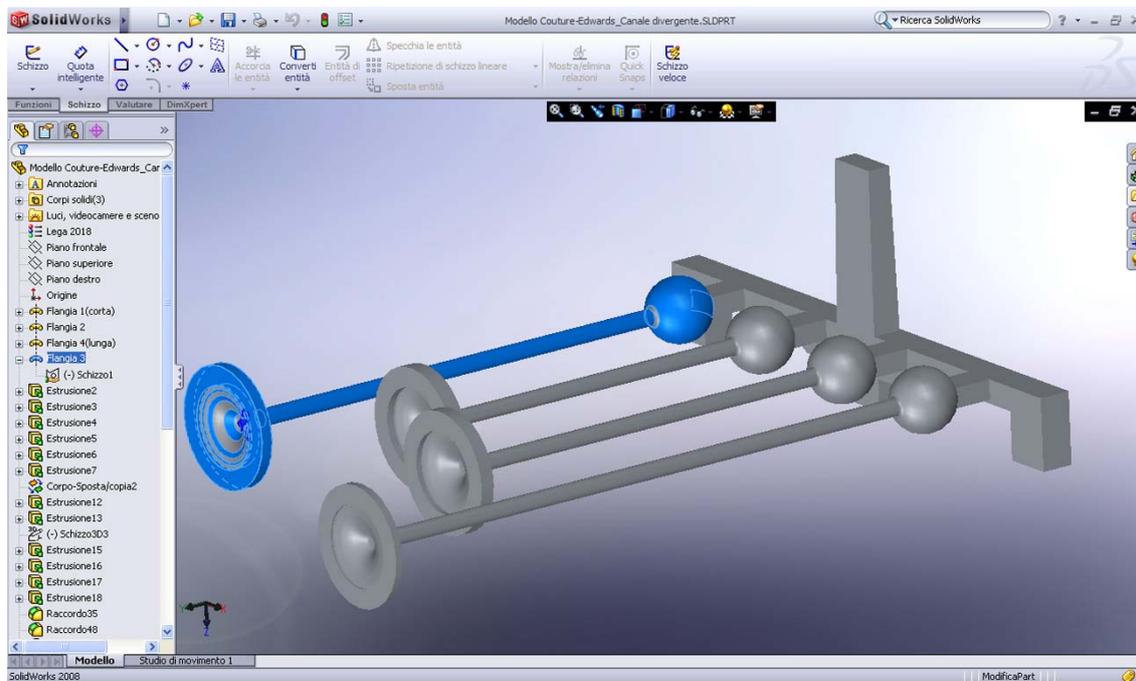


FIGURA 5.1 Vista prospettica del modello con selezione del sistema sfera-barra-flangia

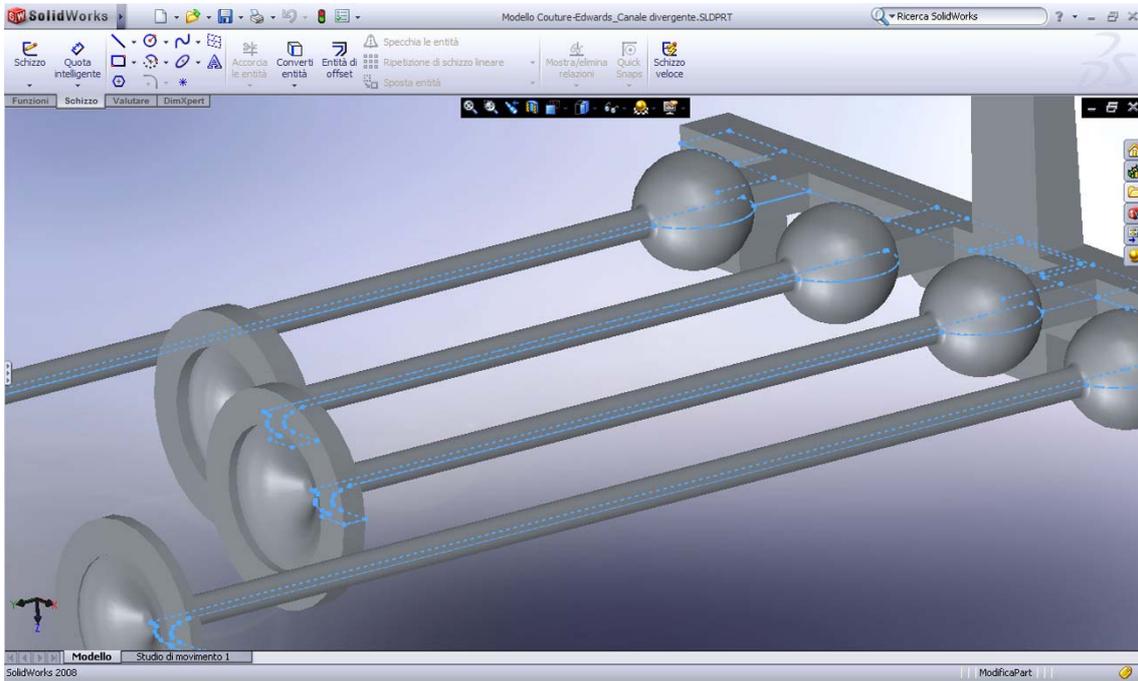


FIGURA 5.2 Rappresentazione del modello con schizzo dei profili di generazione

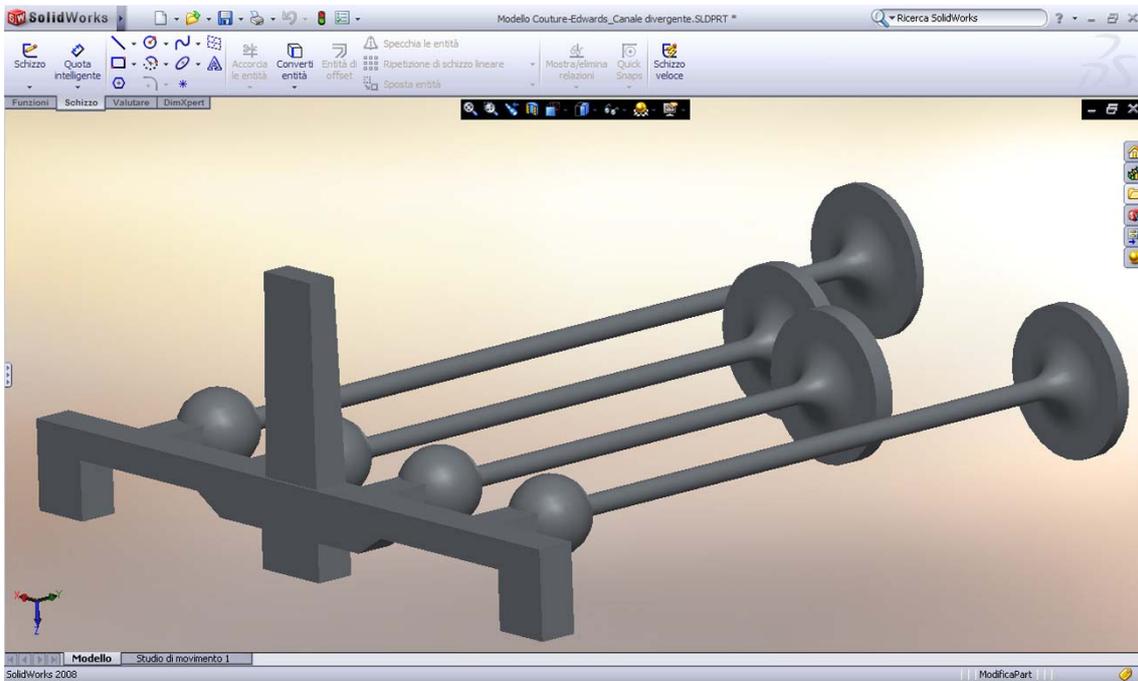


FIGURA 5.3 Vista prospettica posteriore del modello

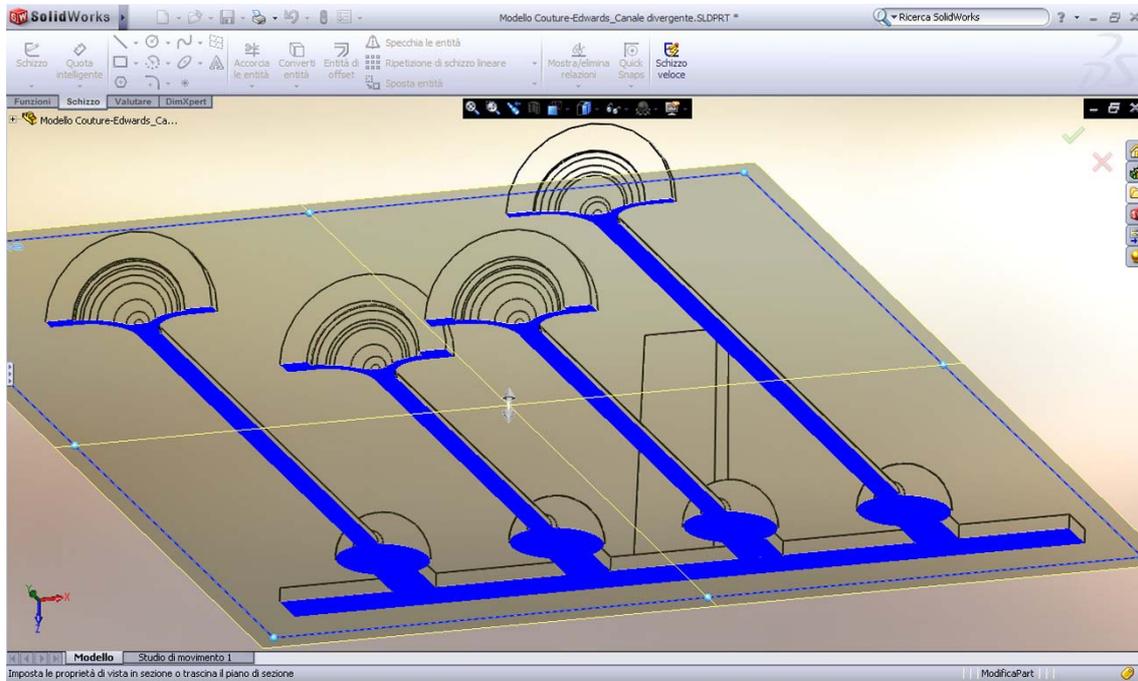


FIGURA 5.4 Rappresentazione in sezione del modello wireframe

5.2 Meshatura solida

La fase di *meshing* di un modello solido tridimensionale riveste un'importanza strategica nell'ottimizzazione dello stadio computazionale di qualunque software che si basi sul calcolo agli elementi finiti.

Consiste essenzialmente nella suddivisione dell'intero volume del modello 3D in una moltitudine di sotto-volumi di controllo, nel nostro caso di forma tetraedrica, cioè in piccole geometrie solide delimitate da quattro facce triangolari. Più elevato sarà il numero di questi volumetti, più accurata risulterà la simulazione, con la contropartita però di appesantire il carico di calcolo matematico: la strategia migliore consiste nel rendere fitta la suddivisione delle zone critiche del modello, lasciandola più grossolana nelle zone di minor interesse.

Il primo step compiuto è stato quindi il processo di suddivisione delle superfici del modello, comprensivo di stampo, in una fitta sequenza di triangoli di dimensioni variabili: com'è stato spiegato in precedenza, s'è posta particolare attenzione alle zone di raccordo sfera-barra e barra-flangia.

Una volta ottenuta la *mesh superficiale* e dopo aver controllato l'assenza di errori di mappatura e di triangoli intersecati o ridondanti, si è passati alla generazione della *mesh solida* vera e propria e cioè alla definizione dell'intero volume del solido.

Questa prima fase è stata svolta per intero nell'ambiente di lavoro *MeshCAST*, il primo dei moduli di cui si compone la suite ProCAST.

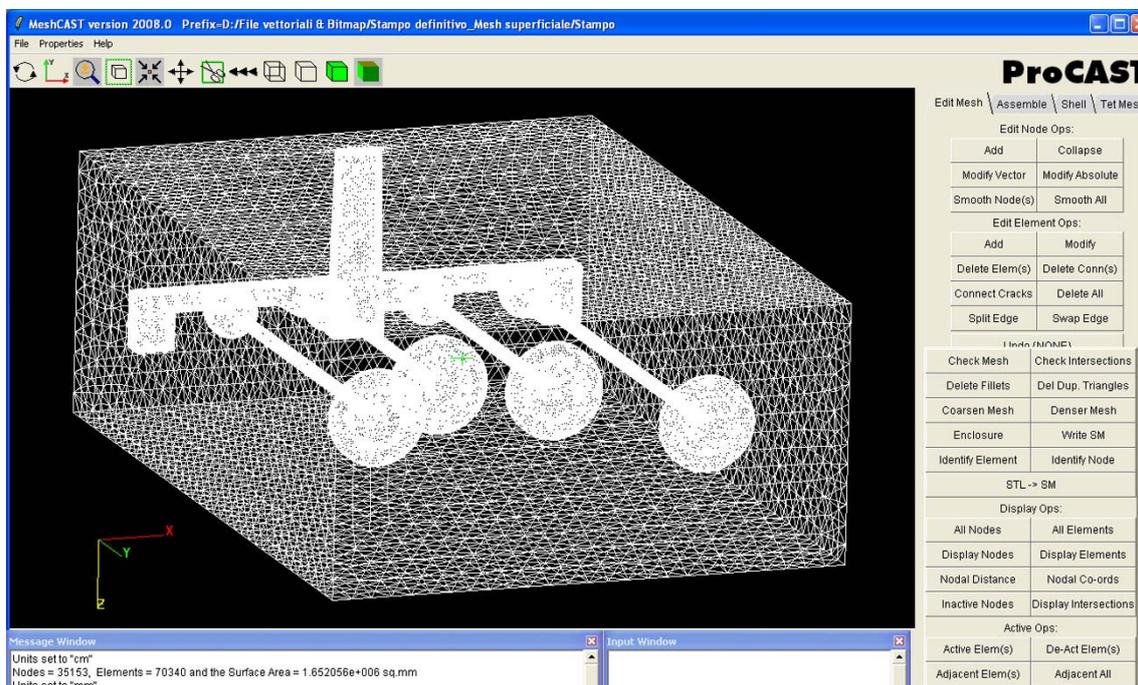


FIGURA 5.5 Complessivo dello stampo e del modello a mesh superficiale eseguita

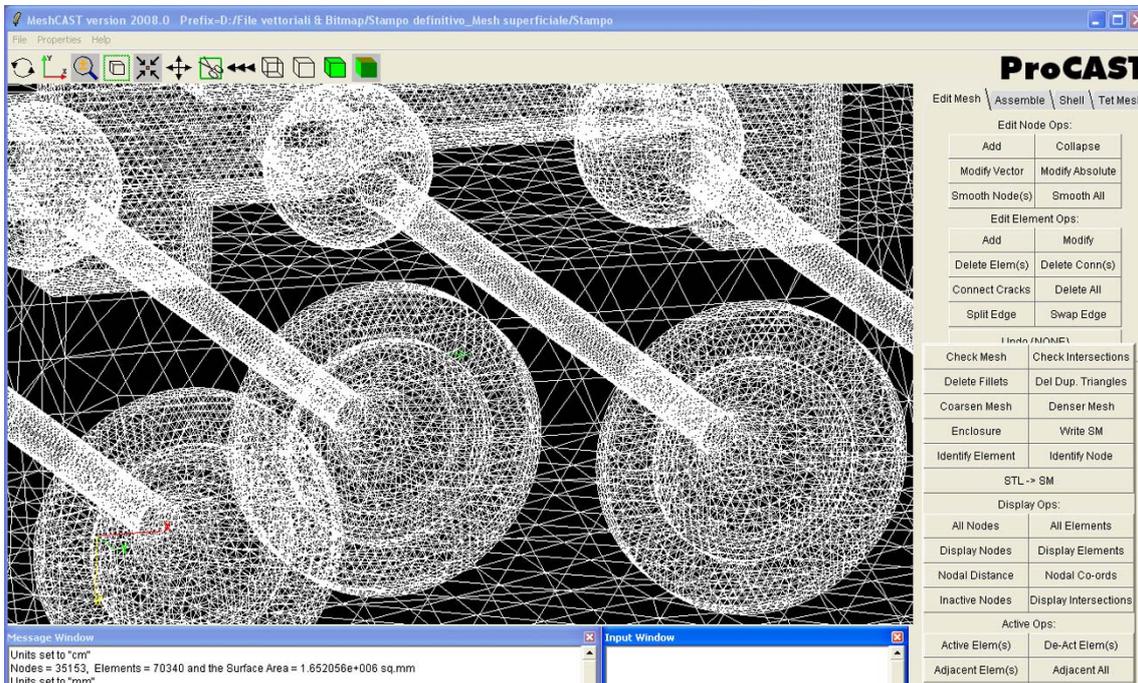


FIGURA 5.6 Particolare della mesh superficiale del sistema sfera-barra-flangia

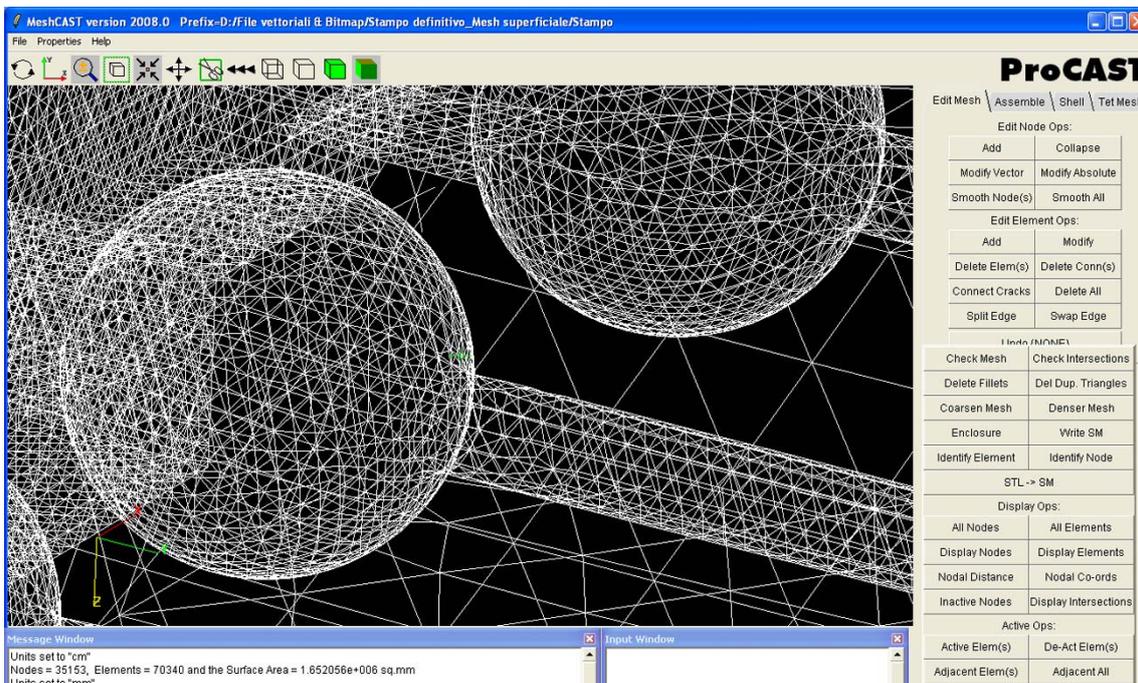


FIGURA 5.7 Dettaglio del raccordo tra l'hot-spot e la barra in mesh superficiale

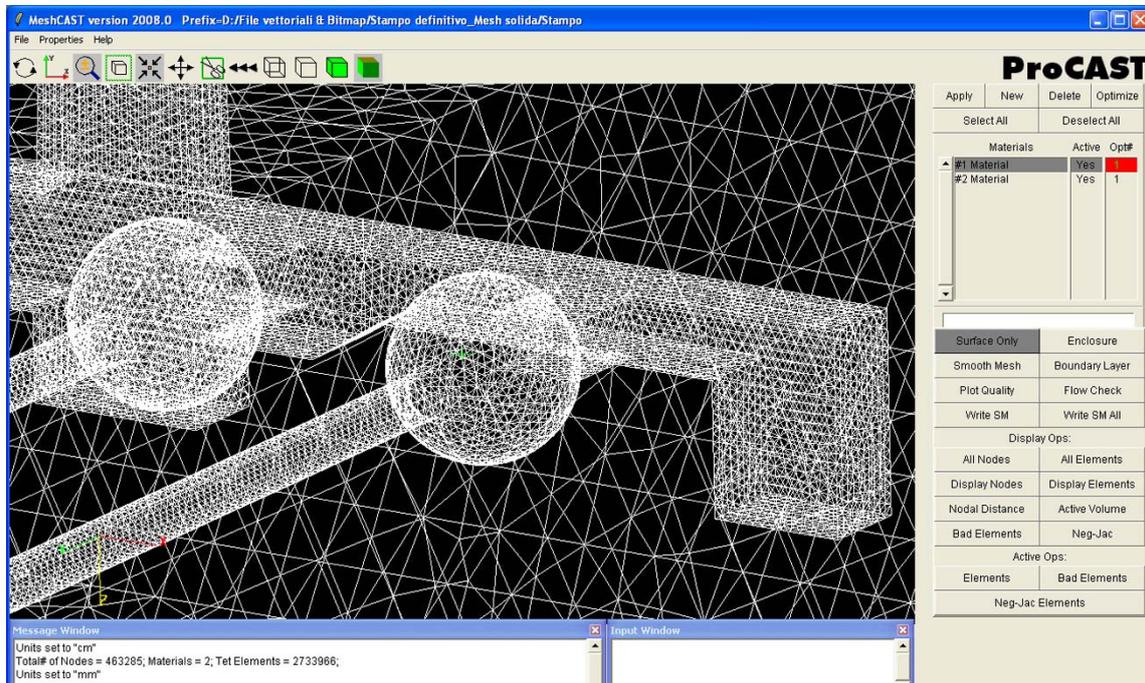


FIGURA 5.8 Meshatura solida del canale di alimentazione e del sistema sfera-barra

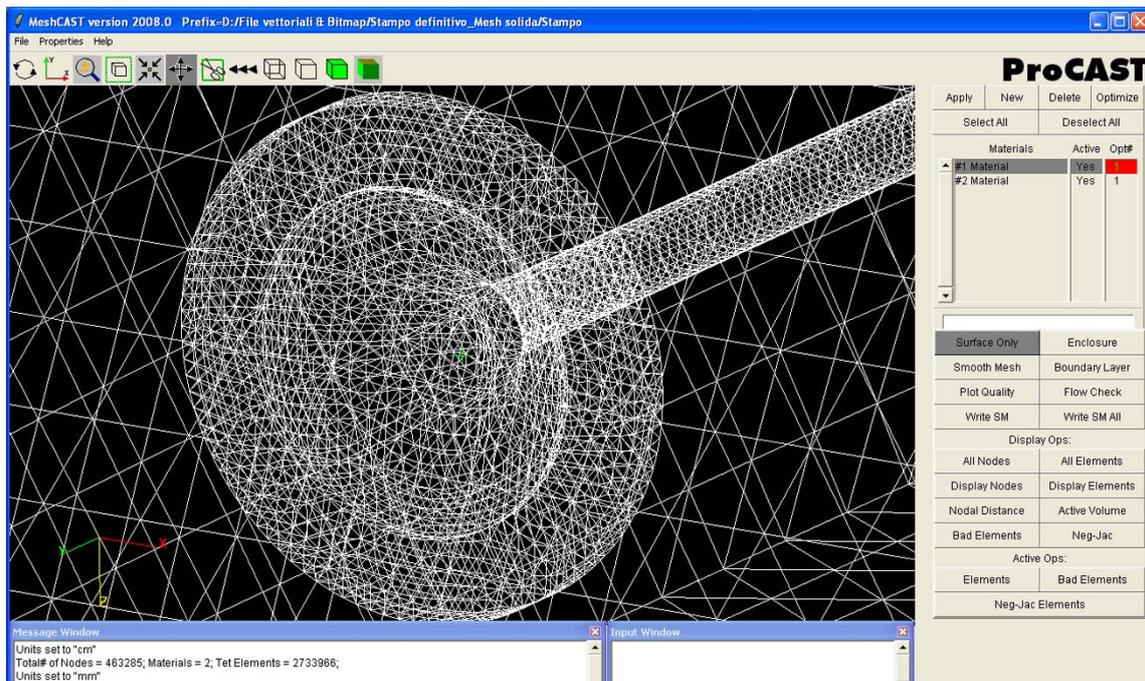


FIGURA 5.9 Dettaglio della mesh solida che compone una flangia

5.3 Condizioni al contorno della simulazione

Il setup vero e proprio della simulazione viene impostato all'interno del modulo *PreCAST* contenuto nella suite.

In ordine, sono stati quindi attribuiti tutti i parametri essenziali al calcolo della colata virtuale: caratteristiche della lega, materiali usati per lo stampo, velocità di immissione del fuso, con relativo calcolo del tempo di riempimento, dinamiche di raffreddamento, orientamento dello stampo nello spazio e così via.

Nell'insieme delle tre simulazioni impostate, tutti i parametri sono stati fatti coincidere ad eccezione fatta, ovviamente, per la composizione della lega.

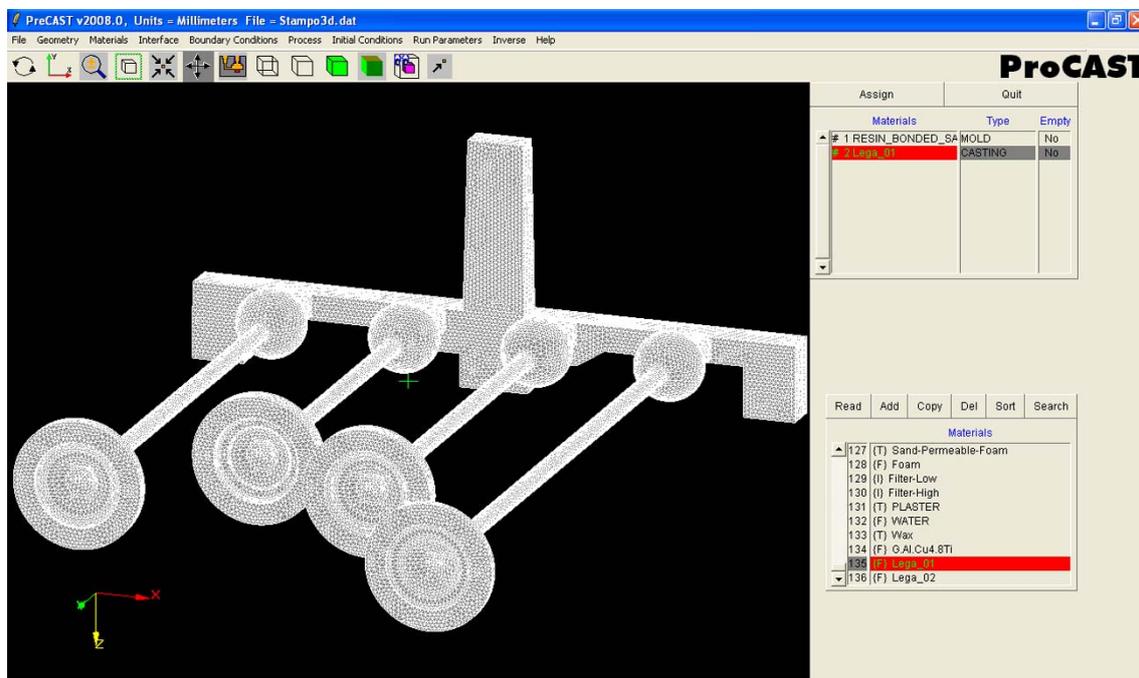


FIGURA 5.10 Menù di assegnazione dei materiali nel modulo PreCAST

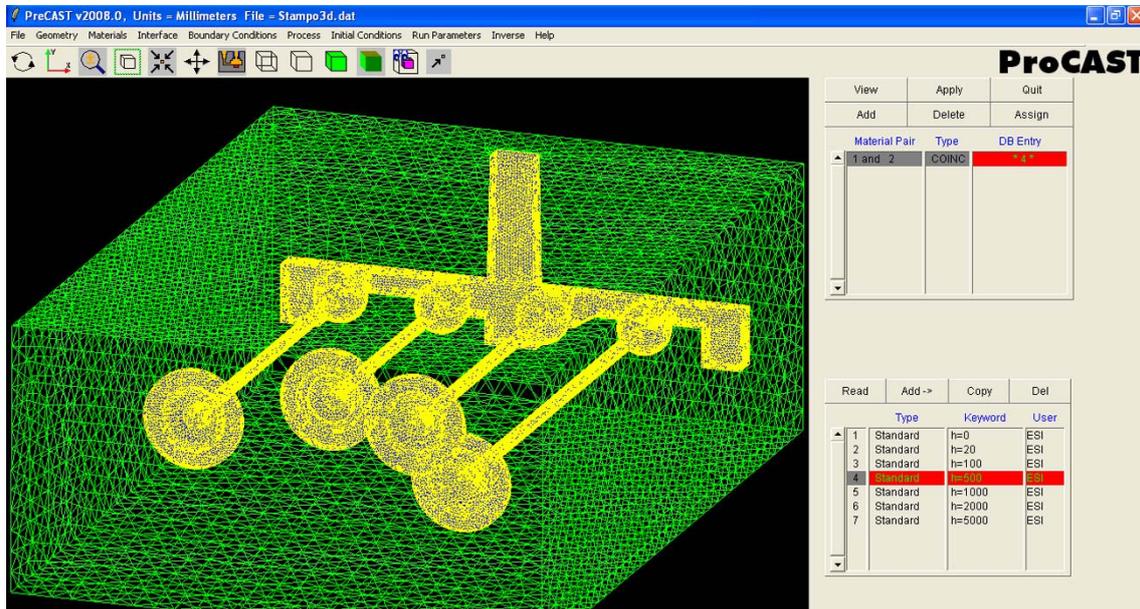


FIGURA 5.11 Caratterizzazione del coefficiente di scambio termico dell'interfaccia getto-stampo in sabbia

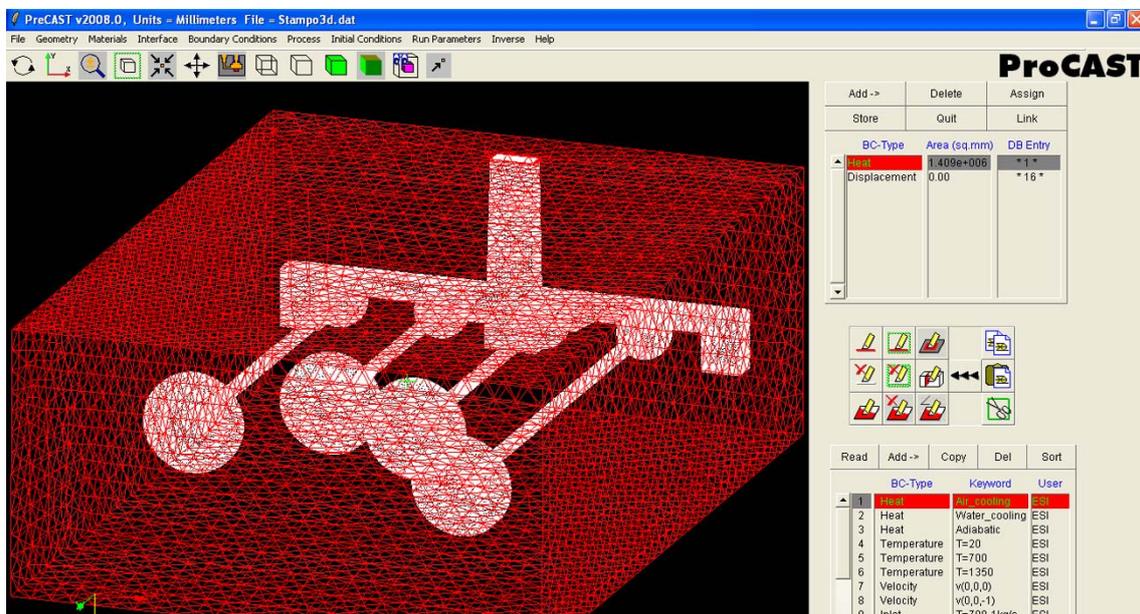


FIGURA 5.12 Setup delle condizioni al contorno per quanto riguarda il raffreddamento in aria dello stampo

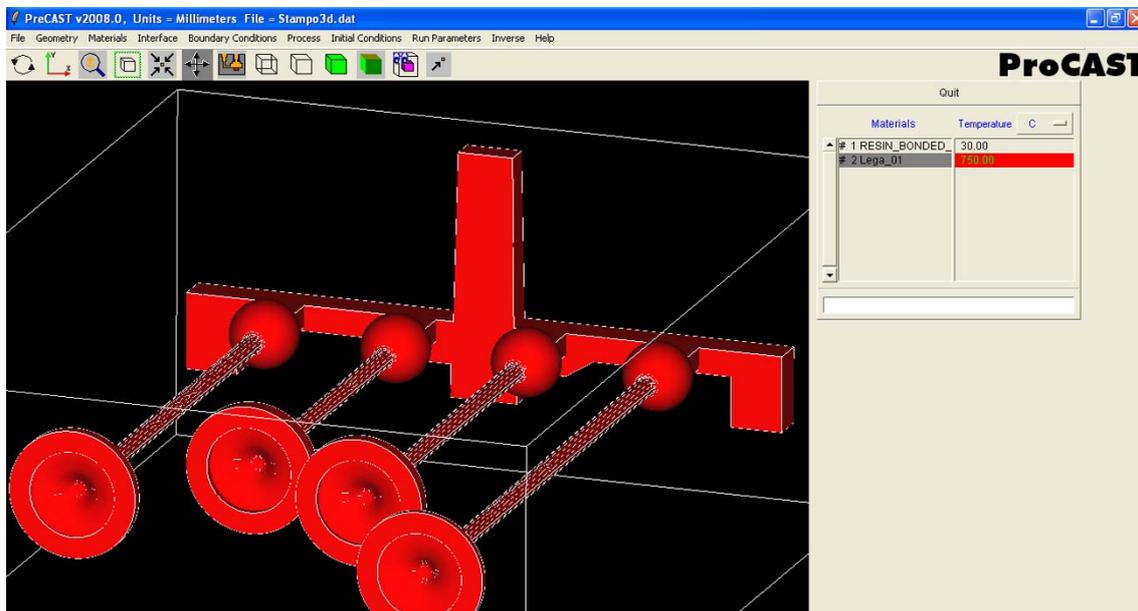


FIGURA 5.13 Impostazione delle condizioni iniziali di temperatura del fuso e della motta in sabbia

5.4 Report delle simulazioni

L'analisi della solidificazione delle tre leghe è stata svolta mediante il preposto tool della suite, il modulo *ViewCAST*, grazie al quale è stato possibile seguire il processo virtuale di riempimento dello stampo (fig. 5.14 – fig. 5.16), visualizzare i gradienti di raffreddamento (fig. 5.17), sincerarsi della pressochè assenza di porosità da ritiro (fig. 5.18), mappare la distribuzione delle tensioni effettive e soprattutto poter usufruire del parametro *Hot Tearing Indicator*, che ha dato conferma circa la criticità delle zone scelte per l'indagine metallografica.

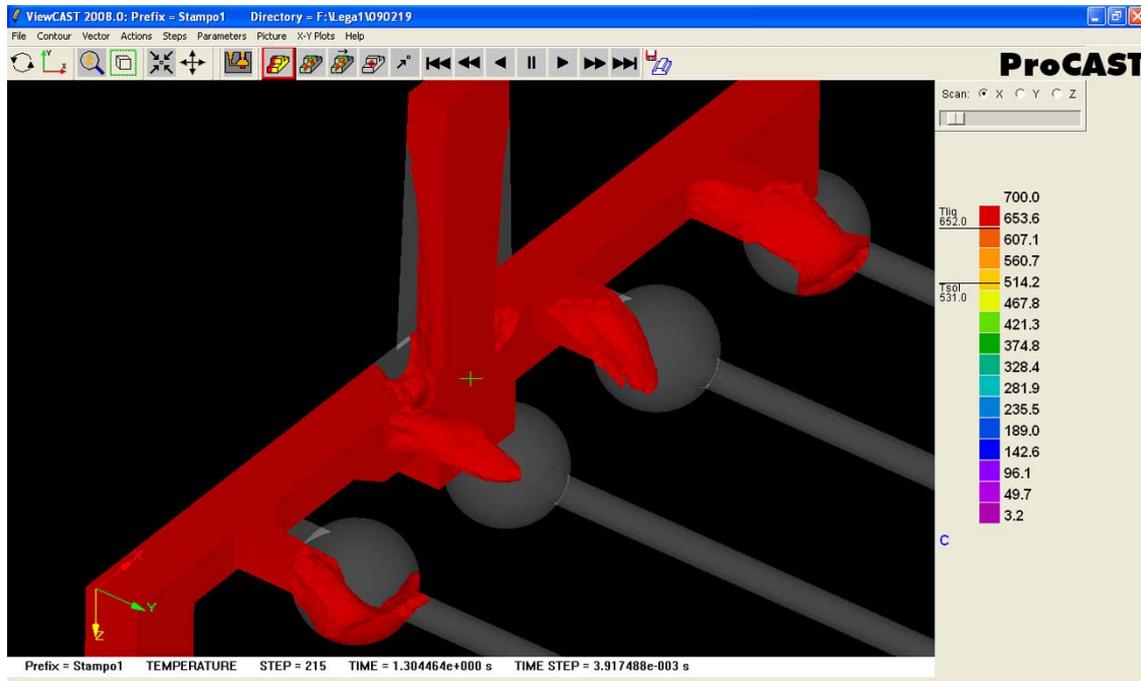


FIGURA 5.14 Fase di riempimento attraverso il canale di alimentazione

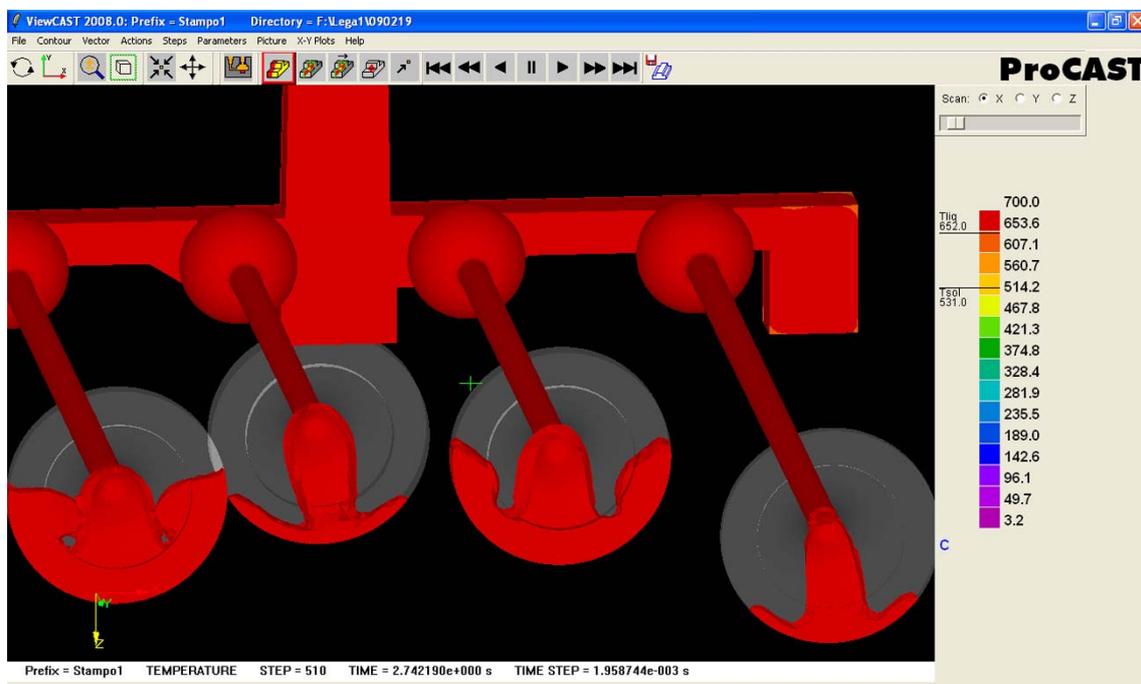


FIGURA 5.15 Fase di riempimento delle flange terminali

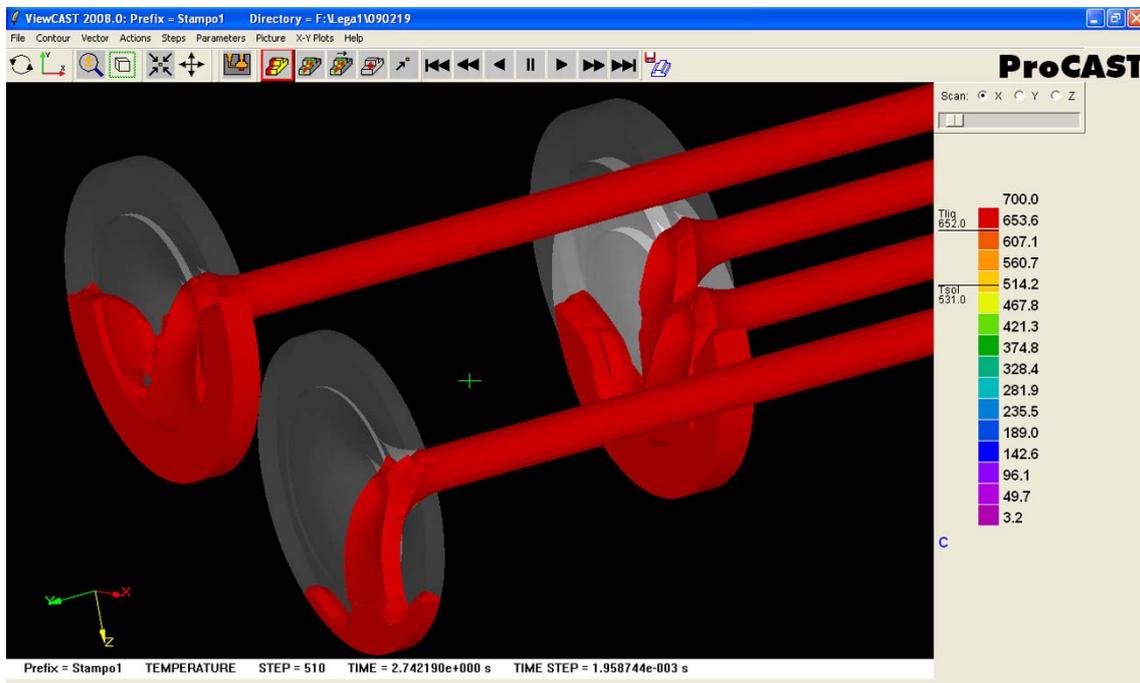


FIGURA 5.16 Dettaglio del riempimento delle flange

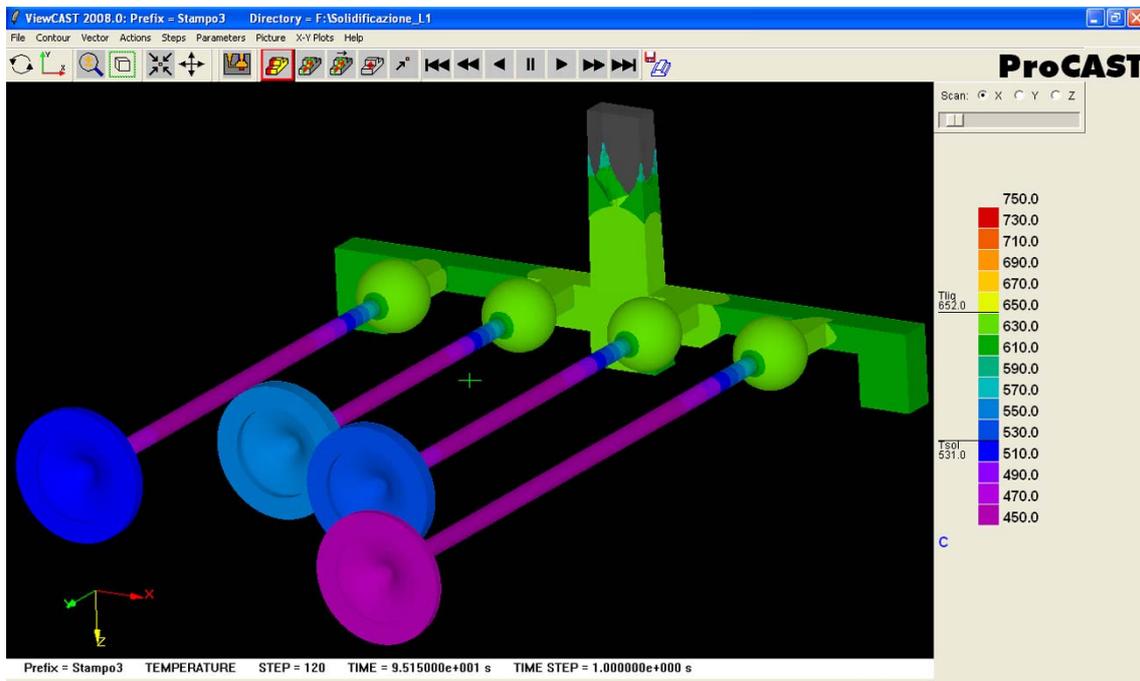


FIGURA 5.17 Visualizzazione del gradiente termico nella fase di solidificazione

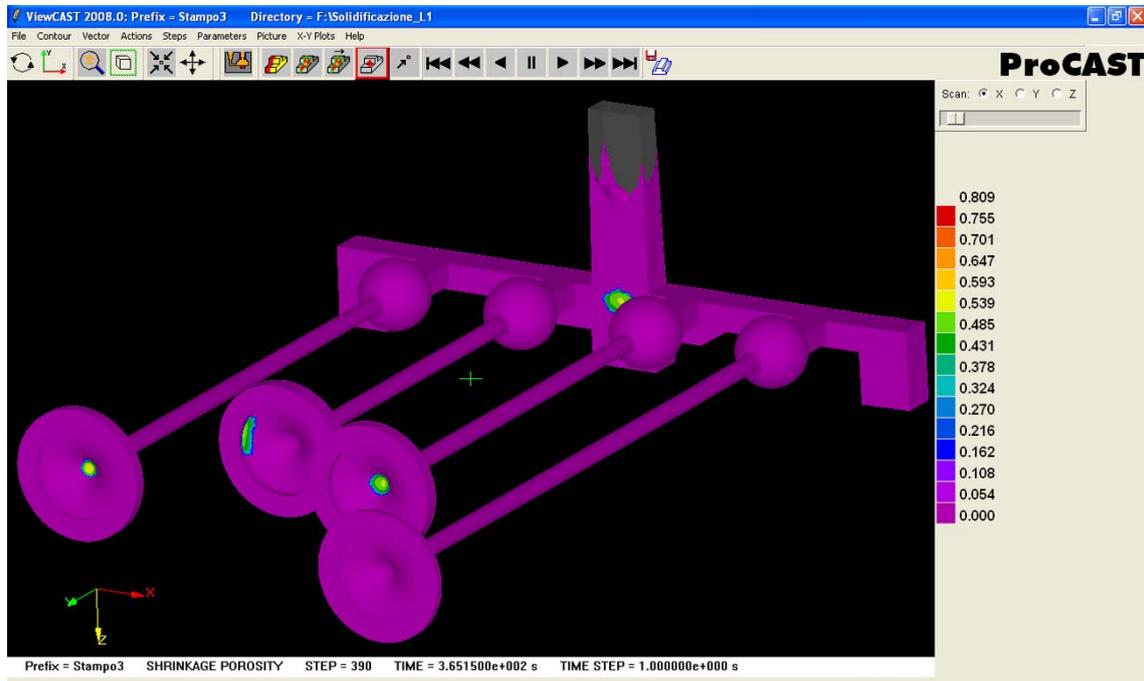


FIGURA 5. 18 Indicazione della pressochè assenza di porosità da ritiro

Una delle funzioni messe a disposizione dal *modulo stress* permette di analizzare la distribuzione delle σ_{IDEALI} del getto sottoposto a raffreddamento, componendo quindi punto per punto la multiassialità delle tensioni da ritiro.

Ricordiamo brevemente la relazione che definisce l'*effective stress*:

$$\sigma_{eff} = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2]}$$

dove σ_I, σ_{II} e σ_{III} sono gli sforzi lungo le direzioni principali (vedi fig. 5.19).

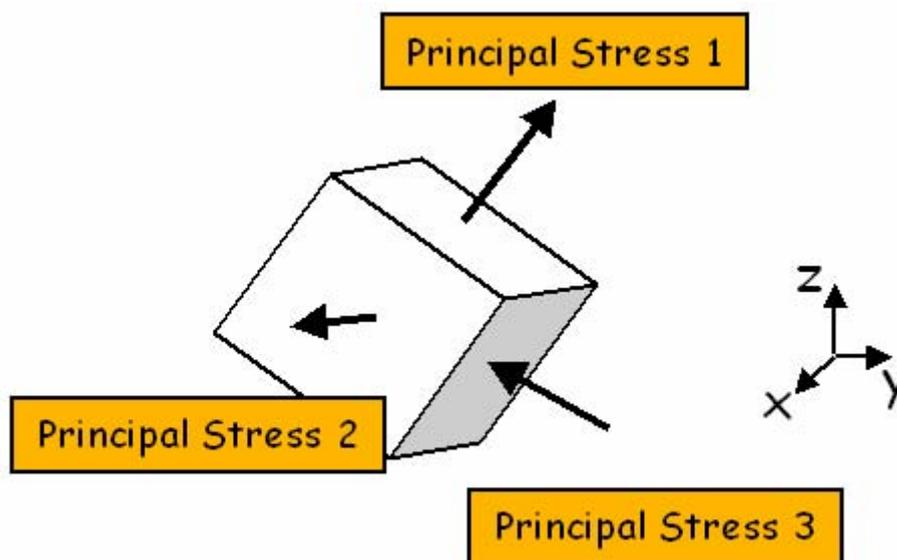


FIGURA 5.19 Illustrazione delle direzioni degli sforzi principali

La mappatura delle tensioni effettive, tracciata in fig. 5.20 e in fig. 5.21, permette di verificare l'elevato stato di sollecitazione delle barre, soprattutto nelle zone a variazione di sezione, rispetto a quello di modesta sollecitazione degli hot-spot.

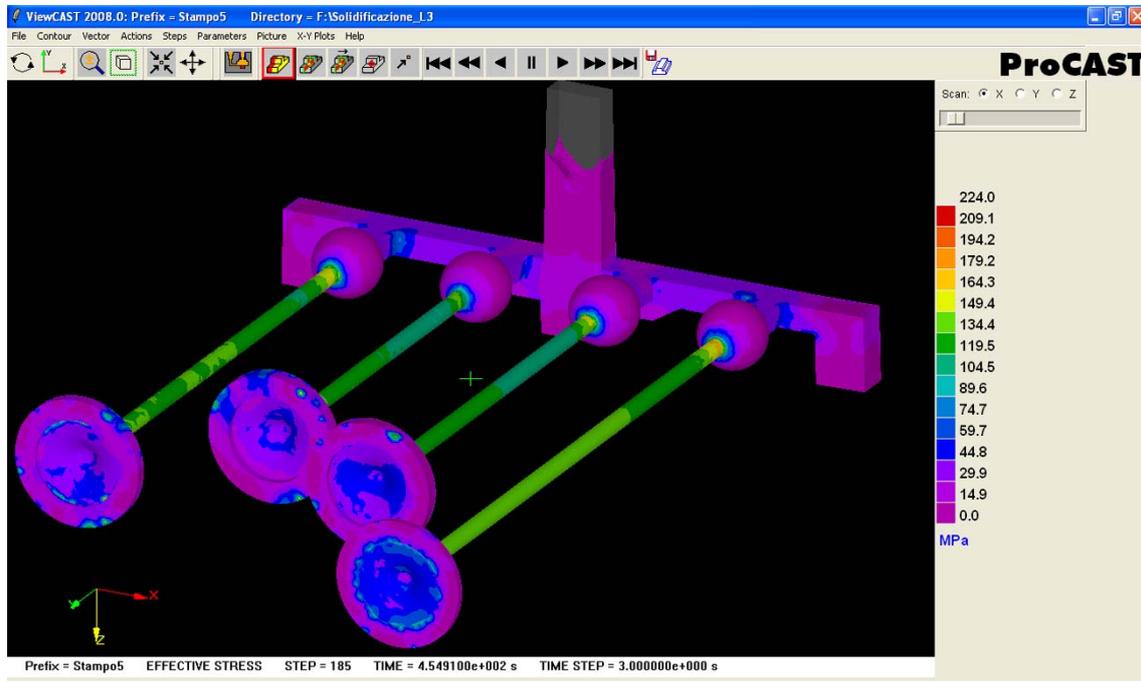


FIGURA 5. 20 Mappatura delle tensioni effettive in vista anteriore

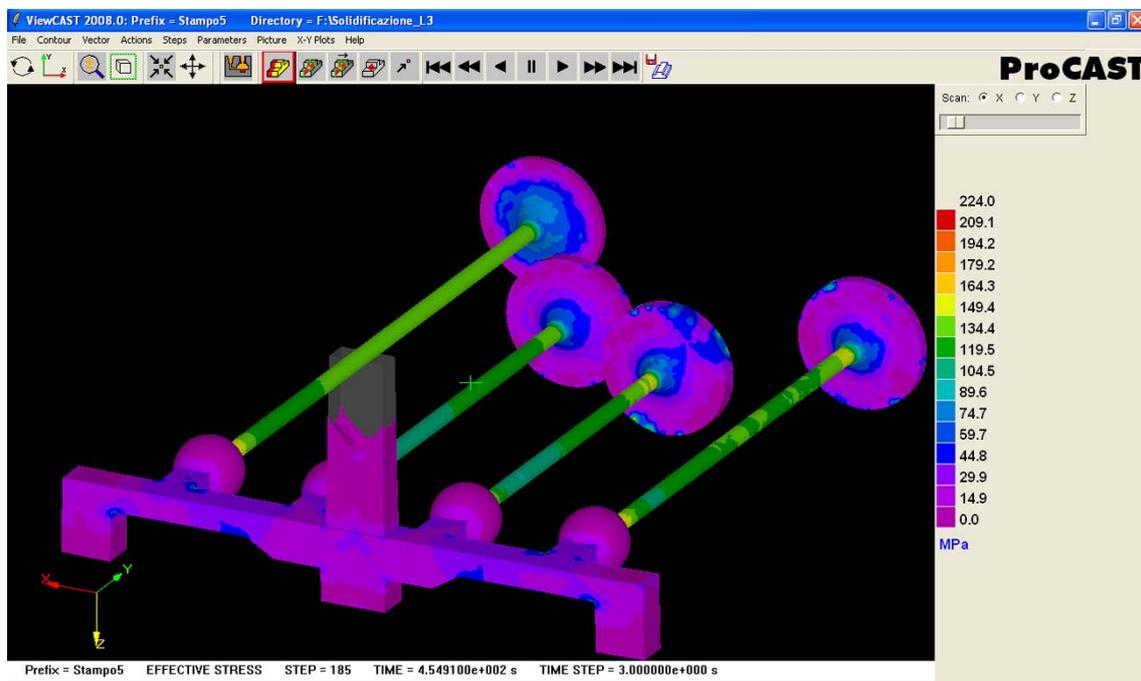


FIGURA 5. 21 Mappatura delle tensioni effettive in vista posteriore

Si può notare la corrispondenza del danneggiamento riscontrato sul getto di fig. 5.22, con l'andamento del picco delle tensioni effettive previsto in fase computazionale (fig. 5.23).



FIGURA 5.22 Dettaglio su esteso danneggiamento del getto

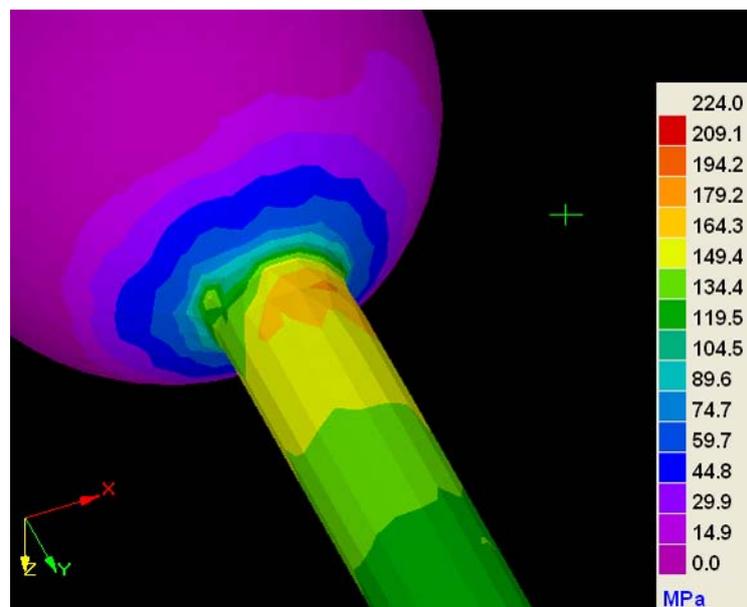


FIGURA 5.23 Dettaglio della distribuzione degli sforzi secondo simulazione

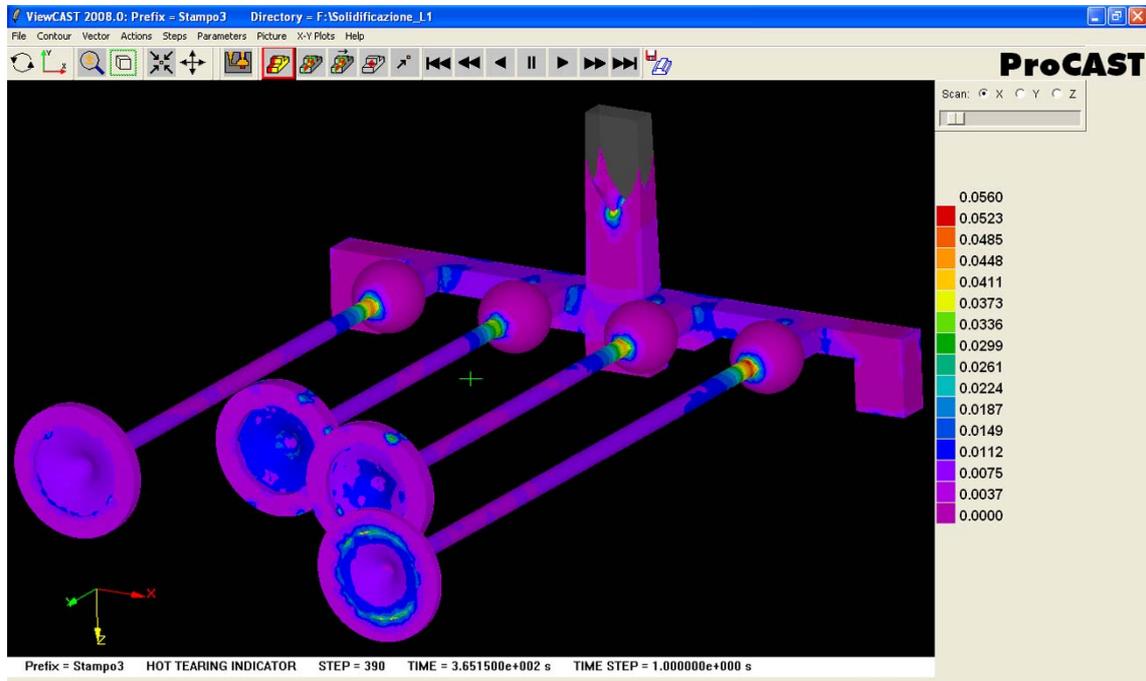


FIGURA 5.24 Definizione dei punti critici del getto mediante Hot Tearing Indicator

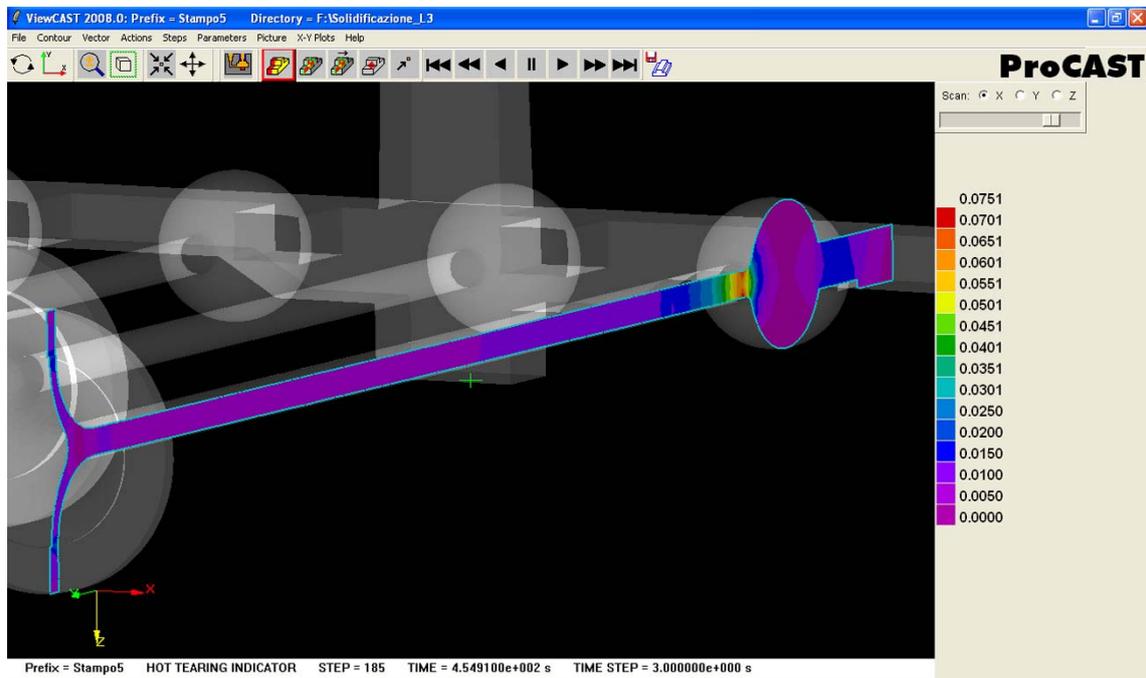


FIGURA 5.25 Mappatura della sensibilità all' Hot Tearing attraverso una sezione del getto

Se da una parte l'analisi del parametro di suscettibilità del getto al fenomeno della cricatura a caldo ha confermato le aspettative dei modelli teorici (vedi fig. 5.24 e fig. 5.25), indicando come zone a rischio quelle di raccordo tra l'hot-spot e la barra, soggette a maggiori gradienti termici e quindi maggiori tensioni da ritiro, dall'altra ha fatto registrare una minor tendenza complessiva all'Hot Tearing della lega di partenza (vedi fig. 5.26 e successive).

Fattore questo che pare rovesciare i risultati ricavati dall'osservazione macroscopica dei getti.

Molteplici possono essere le cause di tale discrepanza: una scarsa ottimizzazione del modello tridimensionale, un'erronea parametrizzazione delle condizioni al contorno della simulazione, nonché la difficoltà nel definire il comportamento a stress di un materiale, quale il *compound sabbia-resina*, usato per gli stampi.

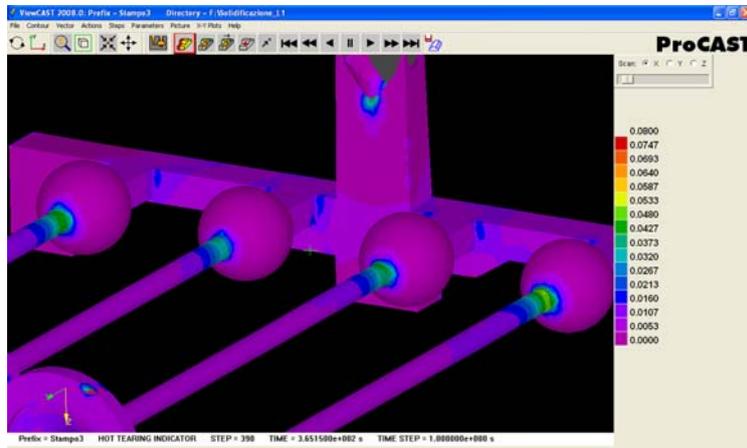


FIGURA 5.26 Mappatura della sensibilità all'Hot Tearing della lega base

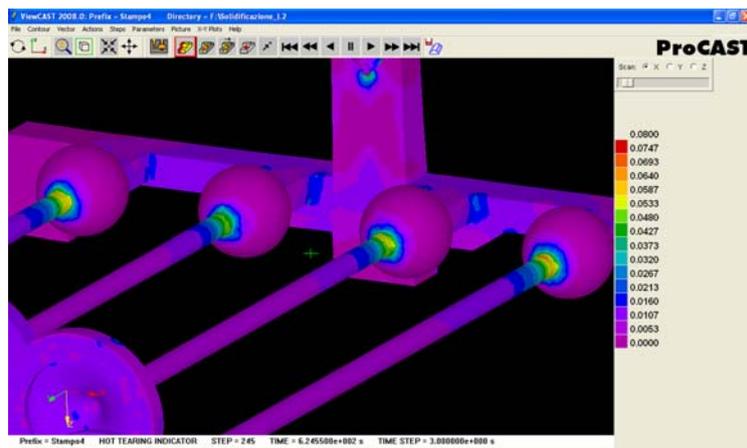


FIGURA 5.27 Mappatura della sensibilità all'Hot Tearing della lega Al Cu7 Ti

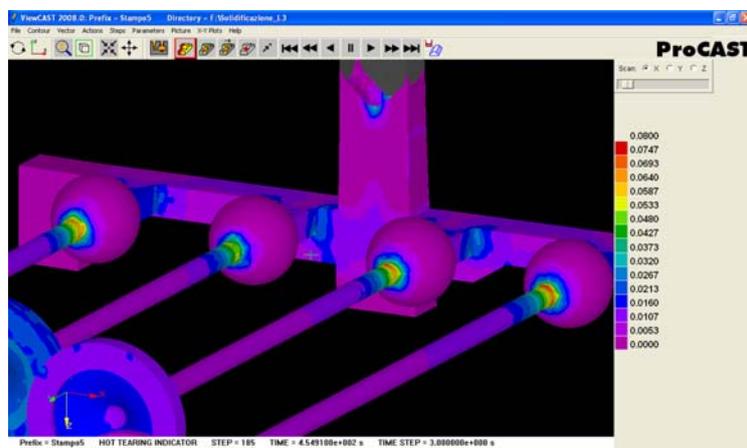


FIGURA 5.28 Mappatura della sensibilità all'Hot Tearing della lega Al Cu7 Si0.9 Ti