



UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI PADOVA

FACOLTA' DI INGEGNERIA

Corso di laurea in Ingegneria Meccanica – Innovazione del Prodotto
Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali

TESI DI LAUREA

**ANALISI DIFETTOLOGICA E METALLURGICA
NELLA PRODUZIONE DI RUOTE IN LEGA LEGGERA**

Relatore: Ch.mo Prof. Franco Bonollo

Correlatore: Ing. Corrado Capponi

Laureando: Matteo Fabris

ANNO ACCADEMICO 2012-2013

INDICE

Introduzione	1
---------------------------	---

Parte compilativa

Capitolo 1

Microstruttura e difetti delle leghe Al-Si

1.1 Le leghe Al-Si da fonderia.....	5
1.1.2 Effetti dei principali elementi in lega.....	8
1.2 La fase α -Al.....	10
1.3 Il grano cristallino.....	18
1.4 Affinazione del grano.....	20
1.5 Eutettico Al-Si.....	23
1.6 Modifica del Si eutettico.....	24
1.7 Composti intermetallici.....	28
1.8 Difetti di solidificazione.....	31
1.9 Porosità da gas.....	32
1.10 Cavità da ritiro.....	35
1.11 Film e bi-film d'ossido.....	41
1.12 Formazione dei film d'ossido.....	44
1.13 Morfologia dei film d'ossido.....	46
1.14 Trascinamento e intrappolamento di film d'ossido all'interno del metallo fuso.....	49
1.15 Effetti dei film d'ossido sulle proprietà meccaniche.....	52
1.16 Tecniche di rimozione.....	53
Bibliografia.....	54

Capitolo 2

Azienda e processo produttivo

2.1 Presentazione dell'azienda Speedline Srl.....	59
2.2 Il prodotto: il cerchio automobilistico in lega d'alluminio.....	61
2.3 La struttura del cerchio.....	62
2.4 La progettazione del prodotto.....	63
2.4.1 Progettazione del cerchio: modellazione e analisi strutturale.....	63
2.4.2 Campionatura e test di laboratorio.....	63
2.5 Il processo produttivo.....	65
2.5.1 Alluminio in ingresso e centro fusorio.....	65
2.5.2 L'ambiente di fonderia e la colata in bassa pressione.....	69
2.5.3 Il forno di mantenimento della macchina di bassa pressione.....	73

2.5.4 Il tubo di alimentazione.....	74
2.5.5 Lo stampo.....	76
2.5.6 Lavorazione meccanica, trattamento termico e verniciatura.....	77

Parte sperimentale

Capitolo 3

Caratterizzazione difettologica e microstrutturale di cerchi automobilistici in lega Al Si 7 Mg 0,3 – parte I

3.1 Introduzione.....	81
3.2 Cerchio monoblocco SL 3313.....	84
3.3 Preparazione dei campioni: sezioni per analisi difettologica e microstrutturale.....	86
3.4 Introduzione all'analisi delle sezioni lucidate: raccolta dati su ossidi, porosità e cavità, microstruttura.....	87
3.4 Misurazione DAS su ruote monoblocco.....	90
3.5 Misurazione porosità percentuale su ruote monoblocco.....	91
3.6 Mappatura dei film e bi-film d'ossido su ruote monoblocco.....	96
3.7 Prove di trazione su cerchi monoblocco.....	124
3.8 Esame frattografico delle superfici di frattura.....	126

Capitolo 4

Caratterizzazione difettologica e microstrutturale di cerchi automobilistici in lega Al Si 7 Mg 0,3 – parte II

4.1 Introduzione.....	133
4.2 Preparazione dei campioni ed introduzione all'analisi difettologica e microstrutturale.....	135
4.3 Misurazione DAS su cerchi per flow-forming.....	136
4.4 Misurazione porosità percentuale su cerchi destinati a flow-formatura.....	138
4.5 Mappatura dei film e bi-film d'ossido su cerchi da flow-forming.....	142
4.6 Confronto tra il contenuto di film e bi-film d'ossido dei cerchi monoblocco e flow-forming...	178
4.6 Prove di trazione su cerchi flow-forming.....	188
4.7 Esame frattografico delle superfici di frattura.....	194

Capitolo 5

Composizione chimica

5.1 Caratterizzazione di film d'ossido tramite microscopio elettronico a scansione (SEM).....	211
5.2 Analisi della composizione chimica dei getti.....	225

Conclusioni.....	230
-------------------------	------------

INTRODUZIONE

Le leghe di alluminio da trattamento termico possiedono una buona attitudine a processi di deformazione plastica e fusori, un'alta resistenza alla corrosione ed elevate proprietà di resistenza meccanica specifiche. Tali caratteristiche le rendono estremamente adatte per l'impiego nel settore dei trasporti, specialmente in ambito automobilistico. Il peso leggero, l'ottima colabilità e le proprietà specifiche si incontrano con l'esigenza di realizzare veicoli ad alte prestazioni ma che garantiscano allo stesso tempo consumi ridotti e basse emissioni inquinanti, secondo quanto stabilito dalle sempre più stringenti norme in materia. Per conseguire questi obiettivi l'uso delle leghe di alluminio è stato esteso nel corso degli anni a parti quali elementi sospensione, teste e basamenti motore, pistoni: l'uso ottimale delle leghe e delle tecnologie produttive ha permesso di limitare il peso dei veicoli garantendo sia le prestazioni, che elevati standard di sicurezza e comfort. A ciò va aggiunta la riduzione di CO₂ che dovrà raggiungere il livello limite di 130 g/km entro il 2015.

Il componente della vettura realizzato in lega di alluminio più noto è il cerchio, ottenuto con le tecniche di colata in bassa pressione, colata in conchiglia o forgiatura. Sia la pratica industriale che gli studi condotti anche recentemente sul tema hanno dimostrato come le proprietà meccaniche siano fortemente dipendenti dalla struttura locale del materiale e dai difetti introdotti nella lega liquida e presenti dopo la fine del processo di solidificazione, con il problema che diviene maggiormente critico nel caso di componenti di forma complessa. I film di ossido, le porosità dovute a gas intrappolato e le cavità da ritiro riducono la resistenza meccanica, a fatica e la duttilità. Nel caso in cui il processo industriale riesca a mantenere il livello dei difetti entro limiti molto ristretti, grazie all'adozione di apposite tecniche di fonderia, vi sono altre caratteristiche quali la distanza tra i rami principali delle dendriti (DAS), la dimensione dei grani e le strutture intermetalliche che influenzano le proprietà meccaniche. Nel caso di getti a forma complessa dunque le caratteristiche di resistenza sono delle proprietà puntuali dipendenti da tutto il processo produttivo precedente e dalle condizioni di solidificazione che impediscono di considerare il materiale come omogeneo e isotropo. Inoltre le leghe destinate a trattamento termico T6 sono soggette all'accrescimento degli ossidi in prossimità della superficie del getto in seguito all'esposizione a temperature elevate.

In questo contesto si inserisce il presente lavoro di tesi svolto in collaborazione con l'azienda Speedline Srl. La crescente globalizzazione dei mercati e la crisi economica che in particolare ha investito da qualche anno il settore dell'automobile impongono di perseguire a livello aziendale l'obiettivo della riduzione dei costi. Speedline ha intrapreso delle scelte strategiche che consistono nel realizzare un prodotto altamente differenziato e di elevato livello qualitativo per mantenere una

importante parte del mercato rappresentato dalle vetture d'alta gamma, concentrando quindi la sua presenza in un ambito caratterizzato da produzioni d'elevato contenuto tecnologico. Questa politica necessita di essere supportata da un costante monitoraggio della qualità del materiale impiegato e dei parametri di processo al fine di limitare gli scarti di lavorazione e, con essi, i costi. Anche in relazione al fatto che la progettazione non prevede la simulazione di riempimento stampo e solidificazione del getto per tutti i diversi cerchi prodotti, comportando un'ulteriore incertezza riguardo la qualità del prodotto finito, risulta importante effettuare un'attività di controllo sulla qualità dei getti che consenta di quantificare i difetti introdotti dalle variabili di processo e di correlare gli stessi alle proprietà meccaniche. L'attività svolta rientra in questo ambito e si propone di caratterizzare i difetti e la struttura della lega in alcune ruote rappresentanti la produzione tipica di Speedline. Il lavoro su casi tipici industriali sarà utile, dopo un'esauriente raccolta dati, per ricavare indicazioni da estendere al resto della produzione al fine di migliorare la qualità finale dei cerchi prodotti in azienda.

Il lavoro svolto durante lo stage aziendale ha come primo obiettivo il valutare tutte le condizioni che contribuiscono nell'introdurre difetti nei getti, a partire dalla fusione dei lingotti di lega Al-Si-Mg e fino alla colata nello stampo. Particolare attenzione è stata posta nel distinguere le diverse morfologie dei film d'ossido presenti nel materiale. La seconda parte dell'attività sperimentale si propone di correlare i dati di caratterizzazione meccanica del materiale con i difetti e la struttura presenti, con l'obiettivo di stimare la riduzione di resistenza in presenza di una determinata quantità e tipologia di difetti. La terza parte è rappresentata dall'analisi chimica della lega al fine di individuare il ripetersi di segregazioni di elementi in lega in particolari zone del cerchio.

In maggior dettaglio, le attività svolte nell'ambito della tesi sono state le seguenti:

1. Lo studio del processo produttivo aziendale, della microstruttura e delle proprietà della lega Al-Si-Mg utilizzata in azienda.
2. La scelta e preparazione dei campioni di materiale per le indagini sperimentali, ricavati da cerchi automobilistici prodotti in fonderia tramite colata in bassa pressione in lega Al-Si-Mg.
3. L'analisi e caratterizzazione microstrutturale del materiale nelle diverse zone dei cerchi tramite l'utilizzo di tecniche di microscopia ottica, elettronica in scansione ed analisi di immagini.
4. La realizzazione della prova di trazione su più provini per ogni ruota esaminata, e seguente esame frattografico riguardante difetti e struttura in prossimità delle superfici di frattura tramite stereomicroscopio.
5. Lo sviluppo di una correlazione matematica tra i dati di resistenza del materiale ricavati dalle prove di trazione, e i difetti riscontrati e la microstruttura riscontrati.

6. L'analisi chimica svolta tramite quantometro nelle diverse zone di ogni cerchio per individuare differenze nella composizione chimica locale.

Le attività di caratterizzazione microstrutturale tramite microscopio ottico e di esame delle superfici di frattura, così come le prove di trazione sono state svolte presso il laboratorio di controllo qualità dell'azienda Speedline Srl. Le analisi al microscopio elettronico a scansione e di composizione chimica sono state svolte presso il laboratorio di materiali metallici del Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali dell'Università degli Studi di Padova.

CAPITOLO 1

Microstruttura e difetti delle leghe Al-Si

1.1 Le leghe Al-Si da fonderia

Le leghe Al-Si vengono utilizzate per diverse applicazioni in campo aerospaziale e dei trasporti più in generale. In ambito automobilistico hanno trovato nel corso degli anni svariati impieghi per la produzione di componenti motore come basamenti e teste, collettori d'aspirazione, pinze freno, scatole per la trasmissione, elementi sospensione e cerchi. Inoltre vi sono esempi di uso intensivo di leghe d'alluminio per il telaio, la carrozzeria e il motore: l'Audi A8, realizzata con questi standard, vanta una riduzione complessiva del 40 % sul peso rispetto alla stessa vettura in acciaio (figura 1.1).

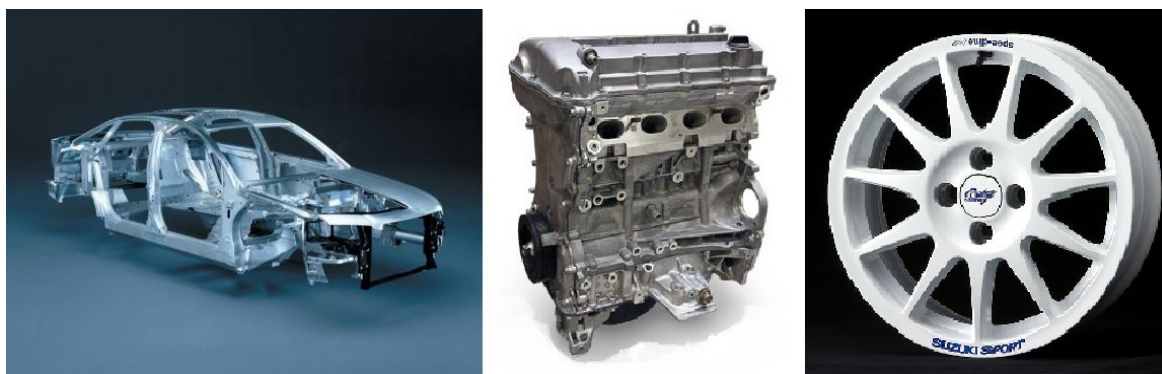


Figura 1.1 – Impieghi delle leghe d'alluminio in ambito automobilistico: produzione di componenti strutturali, parti motore e cerchi.

Queste leghe, da deformazione plastica o fonderia, permettono di sostituire materiali quali la ghisa e l'acciaio usati tradizionalmente nel settore automotive garantendo ridotte emissioni inquinanti ed elevate prestazioni (figura 1.2).

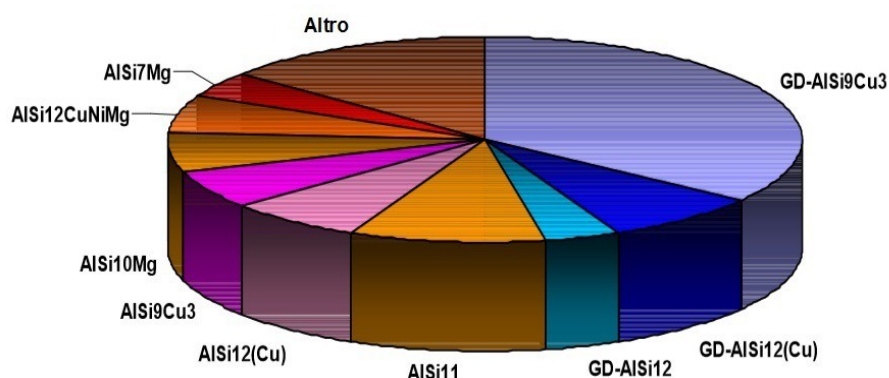


Figura 1.2 – Tipologie di leghe d'alluminio impiegate in ambito di fonderia. Più del 95% è costituito da leghe Al-Si.

Le leghe Al-Si-Mg con il 7% e il 10% di Si sono leghe ipoeutettiche delle classi 42XXX e 43XXX rispettivamente secondo la norma UNI EN 1706-2010. Risultano essere tra le più impiegate per l'ottima combinazione di proprietà fusorie come l'alta colabilità, buone caratteristiche meccaniche in relazione al peso (dopo trattamento termico), buona resistenza alla corrosione ed elevata saldabilità. Queste leghe vengono colate in sabbia o conchiglia, in pressione o in gravità. E' possibile ottenere getti di geometria complessa in parete sottile con carichi di rottura fino a 350 Mpa. In particolare, l'elevata colabilità e fluidità consentono di ottenere getti con spessori ridotti e componenti leggeri anche con processi di fonderia. Altra caratteristica positiva è l'eccezionale duttilità, funzione della microstruttura del materiale e della bassa concentrazione di impurità.

Si deve tenere conto della limitazione ai benefici appena elencati causata dalla presenza di diverse tipologie di difetti fusori, i quali sono attualmente impossibili da eliminare del tutto: film e bi-film d'ossido, cavità da ritiro e porosità da gas. Mentre gli ossidi rappresentano punti di discontinuità interni al getto che causano un abbassamento delle proprietà di resistenza, le cavità e le porosità provocano una riduzione della superficie utile a portare il carico. Alcuni studi hanno dimostrato inoltre come la riproducibilità dei getti sia influenzata dalla varietà di dimensione e forma degli ossidi presenti. Bisogna considerare anche l'oggettiva difficoltà nell'effettuare misurazioni di difetti con metodi non distruttivi; ciò ha ostacolato la piena comprensione del fenomeno. La principale problematica da affrontare industrialmente diventa l'influenza delle condizioni di solidificazione sulla microstruttura finale, che a sua volta regola la resistenza meccanica sia statica che a fatica. Le proprietà statiche sono influenzate oltre che dai difetti anche dalla struttura locale del materiale, mentre il comportamento a fatica risente soprattutto dei difetti (studi svolti hanno dimostrato che la vita a fatica di un getto in lega Al-Si contenente difetti può arrivare ad essere uno o due ordini di grandezza inferiore rispetto a quanto avviene nel caso di metallo privo di difetti).

La microstruttura delle leghe ipoeutettiche da fonderia è composta da dendriti di alluminio primario, eutettico alluminio-silicio e composti intermetallici a base ferro, oltre agli intermetallici derivanti dall'eventuale trattamento termico presenti comunque in misura minore. La frazione volumetrica di dendriti ed eutettico dipende dalla composizione chimica mentre le dimensioni delle dendriti e la morfologia dell'eutettico sono funzione rispettivamente delle condizioni di solidificazione e dell'eventuale aggiunta di elementi modificanti. La realizzazione sul getto di un trattamento termico può comportare un ulteriore effetto sulla fase eutettica, anche se questo aspetto non sarà analizzato nella fase sperimentale della tesi; ne risulta che la composizione chimica, le condizioni di solidificazione e i trattamenti termici sono i fattori che concorrono nella definizione della microstruttura di un getto realizzato con queste leghe. Le condizioni di solidificazione, la composizione chimica, la pulizia del metallo, la velocità di colata, la geometria dello stampo e l'eventuale trattamento termico sono invece i parametri che influenzano maggiormente i difetti

presenti nella lega. Le caratteristiche di resistenza statica, quindi, dimostrano di avere nello specifico dipendenza dalla spaziatura delle dendriti (DAS, Dendrite Arm Spacing) e dalla tipologia e quantità di difetti (figura 1.3). Tutti questi aspetti devono essere considerati nella progettazione di getti complessi in lega Al-Si-Mg poiché le grandi diversità nella microstruttura prodotte dalle condizioni locali di solidificazione, la pulizia del metallo impiegato nel processo fusorio e la dinamica di riempimento dello stampo possono portare ad una forte variazione di proprietà meccaniche nel medesimo getto.

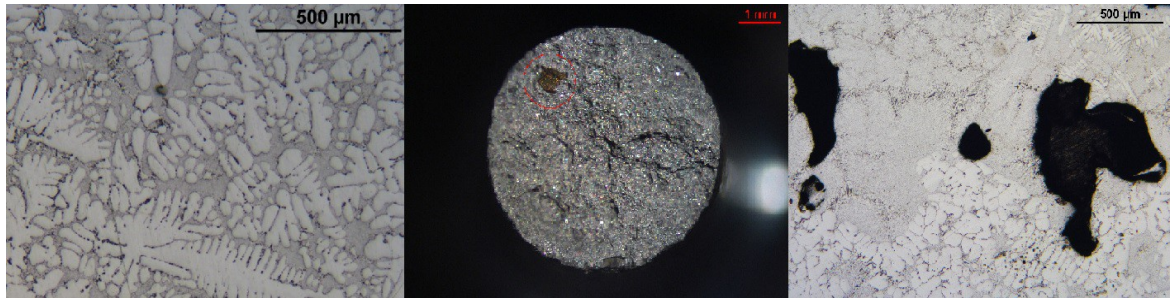


Figura 1.3 – L'immagine riporta gli elementi microstrutturali e difettologici con elevata influenza sulle proprietà meccaniche statiche di una lega Al-Si da fonderia. Sulla sinistra, un tipico esempio di struttura di solidificazione dendritica. La distanza media tra i rami principali delle dendriti (DAS) è il parametro microstrutturale che influenza maggiormente il comportamento meccanico. Al centro un film d'ossido su una superficie di frattura di un provino per trazione; sulla destra, serie di cavità. I film d'ossido e le cavità/porosità sono i difetti che creano le maggiori problematiche per la resistenza meccanica dei getti in lega Al-Si.

L'obiettivo dei tecnici di fonderia è la produzione di getti privi di difetti; la comprensione dei motivi che portano alla loro formazione, le conseguenze sulle caratteristiche e il comportamento in esercizio sono temi che richiedono ancora molta attività di ricerca per arrivare ad un livello di affidabilità pienamente soddisfacente.

Tabella leghe Al Si 7 Mg		
Gruppo di lega Al Si 7 Mg	Designazione	
	Numerica	Simboli chimici
	EN AC 42000	EN AC – Al Si 7 Mg
	EN AC 42100	EN AC – Al Si 7 Mg 0,3
	EN AC 42200	EN AC – Al Si 7 Mg 0,6

Lega	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %
EN AC – Al Si 7 Mg	da 6,5 a 7,5	0,55 (0,45)	0,20 (0,15)	0,35	da 0,20 a 0,65 (da 0,25 a 0,65)
EN AC – Al Si 7 Mg 0,3	da 6,5 a 7,5	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,1	da 0,25 a 0,45 (da 0,30 a 0,45)
EN AC – Al Si 7 Mg 0,6	da 6,5 a 7,5	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,1	da 0,45 a 0,70 (da 0,50 a 0,70)

Lega	Cr %	Ni %	Zn %	Pb %	Sn %	Ti %	Altri elementi		Al %
							Ciascuno	Totale	
EN AC – Al Si 7 Mg	-	0,15	0,15	0,15	0,05	da 0,05 a 0,25 (da 0,05 a 0,20)	0,05	0,15	Resto
EN AC – Al Si 7 Mg 0,3	-	-	0,07	-	-	da 0,08 a 0,25 (da 0,10 a 0,18)	0,03	0,1	Resto
EN AC – Al Si 7 Mg 0,6	-	-	0,07	-	-	da 0,08 a 0,25 (da 0,10 a 0,18)	0,03	0,1	Resto

Tabella 1.1 – Composizione delle leghe Al Si 7 Mg da normativa UNI EN 1706 – 2010.

NB: la composizione chimica dei lingotti, quando differisce da quella dei getti, è riportata tra parentesi.

1) Dalla colonna altri elementi sono esclusi gli elementi modificativi o affinantanti come Na, Sr, Sb e P.

1.1.2 Effetti dei principali elementi in lega

L'alluminio puro fonde a 660 °C. E' inadatto ad essere colato e per questo motivo viene impiegato in campo elettrico ove si necessita di un'elevata conducibilità e in poche altre applicazioni particolari. Molte leghe da fonderia contengono silicio quale maggior elemento alligante. Il silicio forma un eutettico con l'alluminio al 12,6%, ad una temperatura di 577 °C. Le aggiunte di silicio comportano un miglioramento della fluidità, dell'alimentazione e della resistenza alla criccabilità a caldo. La durezza della lega aumenta all'aumentare della presenza di fasi Si-Fe; allo stesso tempo diminuiscono duttilità e lavorabilità. Le leghe eutettiche, caratterizzate da un ridotto intervallo di solidificazione, presentano bassi ritiri da mancata alimentazione e sono adatte per colare getti con sezioni particolarmente sottili. In applicazioni dove è richiesta una maggiore resistenza si usano

leghe a basso contenuto di Si. Le leghe ipereutettiche sono difficili da lavorare e vengono generalmente impiegate per applicazioni dove è richiesta un'elevata resistenza all'usura.

Il rame incrementa la resistenza, la durezza, la lavorabilità e la conducibilità termica. I trattamenti termici inoltre risultano essere più efficaci con una percentuale di rame in lega compresa tra il 4% e il 6%. Diminuiscono all'aumentare del contenuto di rame la colabilità e la resistenza alla criccabilità a caldo insieme alla resistenza a corrosione.

Piccole aggiunte di magnesio (0,25% - 0,5%) consentono alle leghe Al-Si di indurire per trattamento termico. Si ha inoltre il miglioramento delle proprietà meccaniche attraverso la precipitazione di Mg_2Si in forma finemente dispersa: lo snervamento può risultare quasi raddoppiato. Leghe ad alto contenuto di Si per la realizzazione di pistoni presentano un contenuto di Mg dell'1% circa. Livelli elevati di Mg (3% - 6%) sono usati in leghe a basso contenuto di Si per migliorare l'anodizzazione e fornire una superficie brillanti con scopi principalmente decorativi. Il Mg è mantenuto a bassi livelli nelle leghe per pressocolata per evitare l'eccessivo infragilimento dei getti così ottenuti. Il Mg causa un incremento nella formazione di ossido in leghe Al-Si allo stato liquido.

Livelli di ferro entro lo 0,9% - 1% sono usati nelle leghe da pressocolata per prevenire l'attaccamento allo stampo del getto. Elevati contenuti diminuiscono la duttilità, la resistenza agli impatti e la lavorabilità. Diminuisce inoltre la colabilità a causa della formazione di composti in combinazione con Mg, Cr, ecc.. Le leghe per processi differenti dalla pressocolata vengono per questi motivi mantenute con una quantità di Fe minore dello 0,8%.

Il manganese, sopra lo 0,5%, aumenta l'integrità dei getti. Questo elemento controlla la formazione di intermetallici a base Fe in lega, inducendo incrementi di duttilità e abbassamento del ritiro in fase di solidificazione.

Il nichel, combinato con il rame, migliora la resistenza e la durezza a temperature elevate.

Lo zinco, combinato con rame e magnesio, migliora l'effetto dei trattamenti termici e l'invecchiamento naturale della lega. Incrementa anche la fluidità, ma si verificano per contro problemi legati a ritiri elevati alla solidificazione.

Il piombo migliora la lavorabilità alle macchine utensili in quantitativi che eccedono lo 0,1%.

Il titanio, combinato con boro, affina il grano cristallino.

Lo stronzio è impiegato per la modifica del Si eutettico con livelli compresi tra 80 ppm e 400 ppm.

Il sodio è pure utilizzato per modificare la struttura eutettica.

1.2 La fase α -Al

Incremento della fluidità e colabilità, riduzione della temperatura di fusione, riduzione dell'entità del ritiro e della dilatazione termica: grazie a queste caratteristiche le leghe Al-Si possono essere considerate come le tipiche leghe di alluminio da fonderia. Possiedono un tenore di Si generalmente compreso tra il 5 e l'11 % e sono dunque ipoeutettiche; la microstruttura è composta da dendriti di alluminio primario circondate da eutettico Al-Si. Si riporta il diagramma di stato Al-Si (figura 1.4) il quale presenta le condizioni di equilibrio termodinamico del sistema in funzione della composizione chimica e della temperatura, assumendo costante la pressione.

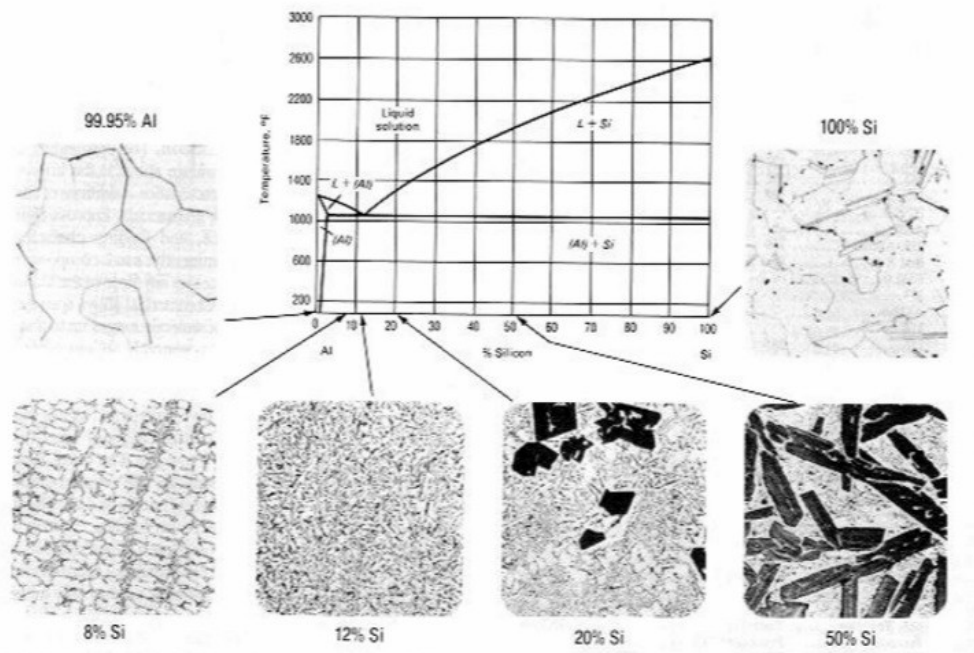


Figura 1.4 – Diagramma di stato della lega binaria Al-Si. Le leghe ipoeutettiche, come la Al Si 7 Mg 0,3 che sarà oggetto di analisi nel lavoro sperimentale della tesi, si posizionano immediatamente alla sinistra dell'eutettico (12,5% di Si) e la loro microstruttura di solidificazione può essere ben rappresentata dall'immagine della lega all'8% di Si.

La solubilità del Si nell'alluminio allo stato solido è estremamente limitata a temperatura ambiente. In questo caso, il Si nell'alluminio forma una soluzione (α -Al) la cui massima solubilità è pari all'1,65% in peso alla temperatura eutettica di 577 °C. La solubilità dell'alluminio nel Si è nulla allo stato solido, quindi a temperature inferiori a quella eutettica il Si sarà presente in lega sotto forma di cristalli di Si primario nelle leghe ipereutettiche, o come Si eutettico nelle leghe ipoeutettiche.

La fase α -Al varia nelle leghe ipoeutettiche tra il 10% e il 40% a seconda della composizione chimica (5% - 11% di Si) e delle condizioni di solidificazione. In tutti i processi industriali, ad eccezione della formatura semi-solida, la solidificazione avviene attraverso la nucleazione e accrescimento di dendriti a partire dalla soluzione liquida. Le celle contenute all'interno della

struttura dendritica corrispondono alle dimensioni separanti le braccia delle dendriti (primarie o secondarie) e per una lega con una certa composizione la loro dimensione dipende dalla velocità di solidificazione. La crescita delle dendriti avviene prevalentemente in direzione parallela e ortogonale a quella di asportazione del calore. Se il fuso è raffreddato molto velocemente, per contrastare l'incremento di temperatura dovuto all'esotermicità del processo, il tasso di estrazione del calore può superare il tasso di generazione di calore (calore latente di solidificazione). In questo caso il liquido si raffredda e la sua temperatura scende al di sotto della curva di liquidus. Se il sottoraffreddamento è sufficiente tutti i nuclei eterogenei presenti nel liquido diventano attivi garantendo la nascita di una grana fine. Il fronte di solidificazione che viene a realizzarsi è composto da più protuberanze (figura 1.5) che permettono il massimo smaltimento del calore latente di solidificazione per unità di volume, con la minima energia del sistema. Lo sviluppo di tali protuberanze segue un orientamento preferenziale per questioni energetiche. In fase di accrescimento possono crearsi altre protuberanze mentre alcune di quelle già formate possono arrestarsi per l'accumulo di calore all'interfaccia o per il riscaldamento del liquido a causa delle altre dendriti che a loro volta si stanno accrescendo. L' accrescimento procede in questo modo a causa del sottoraffreddamento costituzionale.

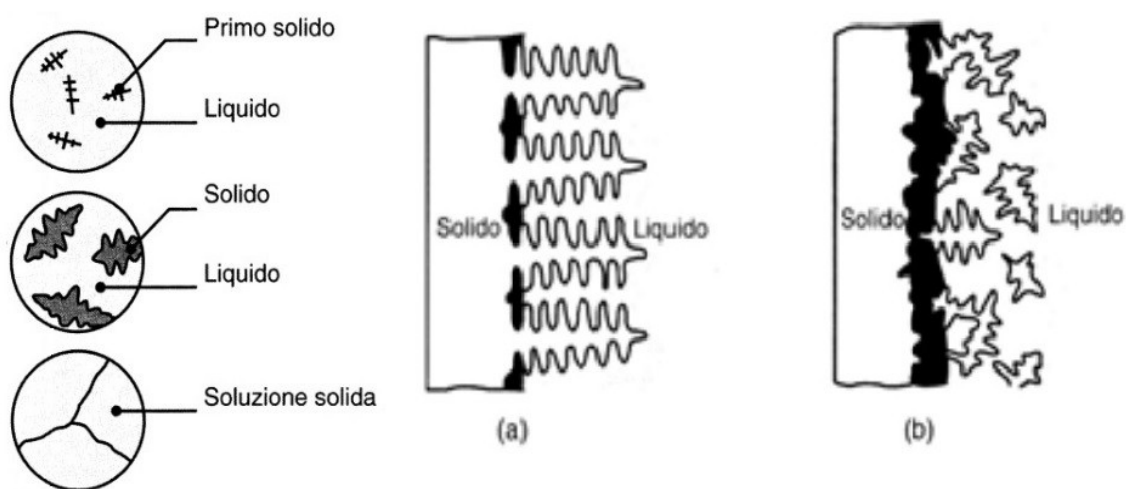


Figura 1.5 – Nella sequenza di sinistra è riportata la nucleazione e successivo accrescimento delle dendriti di fase α -Al a partire dal liquido sottoraffreddato. Nelle due immagini a destra sono schematizzate diverse tipologie di accrescimento: (a) classico accrescimento colonnare; (b) accrescimento equiassico, presente solitamente nella produzione industriale di getti in lega e dovuto alla complessa geometria e alle condizioni di solidificazione locali.

La nucleazione di germi stabili di α -Al procede con l'asportazione di calore in una ben definita zona dello stampo. Con la continua asportazione di calore continua l'accrescimento delle dendriti; contemporaneamente il liquido rimanente si arricchisce di Si. In condizioni di equilibrio alla temperatura eutettica il liquido rimanente andrà ad avere composizione uguale a quella

dell'eutettico. Esso solidifica formando una struttura alternata di fase α -Al e Si eutettico. La microstruttura finale del materiale una volta completata la solidificazione è uguale a quella riscontrabile a temperatura ambiente e costituita da dendriti α -Al di fase primaria circondate dall'eutettico (figura 1.6).

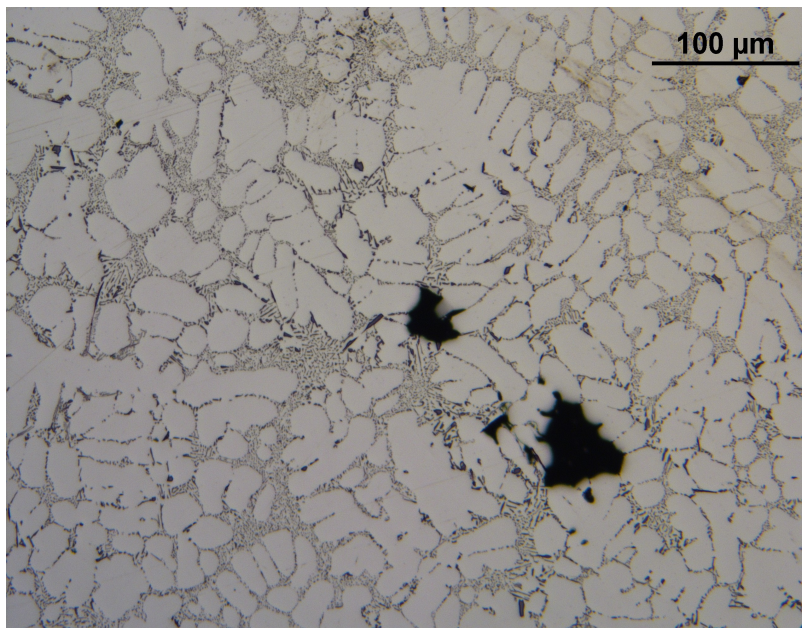


Figura 1.6 – Micrografia ottica su lega Al Si 7 Mg 0,3 riguardante la microstruttura di solidificazione della lega.

Si può notare la crescita equiassica delle dendriti e il Si eutettico dopo trattamento di modifica. Al centro dell'immagine due microcavità da ritiro.

La distanza tra i rami principali (o secondari) delle dendriti nota come DAS, *Dendrite Arm Spacing*, è un parametro microstrutturale di grande importanza nelle leghe Al-Si da fonderia. Con valenza analoga in letteratura si riporta la distanza tra i rami secondari indicandola come SDAS (*Secondary Dendrite Arm Spacing*) o ancora la dimensione della cella dendritica e sua spaziatura. Dalla dimensione media del DAS (o degli equivalenti parametri citati) dipendono le proprietà meccaniche della lega e alcune caratteristiche tecnologiche. Ad una diminuzione del DAS corrispondono incrementi di durezza, resistenza a snervamento, resistenza a trazione, allungamento percentuale a rottura, resistenza a fatica, oltre a una riduzione della microsegregazione, della tendenza alla criccabilità a caldo (hot tearing) e ad una miglior risposta al trattamento termico. Un DAS più elevato comporta la formazione di microcostituenti grossolani e ha un effetto negativo pronunciato sulle proprietà meccaniche con loro riduzione. In particolare, per quanto riguarda il comportamento a carichi statici, importante è l'effetto del DAS sull'allungamento a rottura e sulla tensione massima. Il DAS assume una notevole importanza anche nel comportamento a fatica di getti esenti da difetti o, più realisticamente, con difetti di dimensione inferiore ad un certo valore critico per il quale diventano dominanti le altre caratteristiche microstrutturali.

La relazione tra il DAS e le proprietà meccaniche è esprimibile tramite la seguente relazione:

$$Y = a = DAS^n$$

Y rappresenta la proprietà di interesse; a, n sono costanti determinate per ogni diversa lega e proprietà individuata. In letteratura sono stati pubblicati risultati di una buona correlazione tra il DAS e il carico di snervamento, la tensione ultima a trazione e la duttilità (figura 1.7).

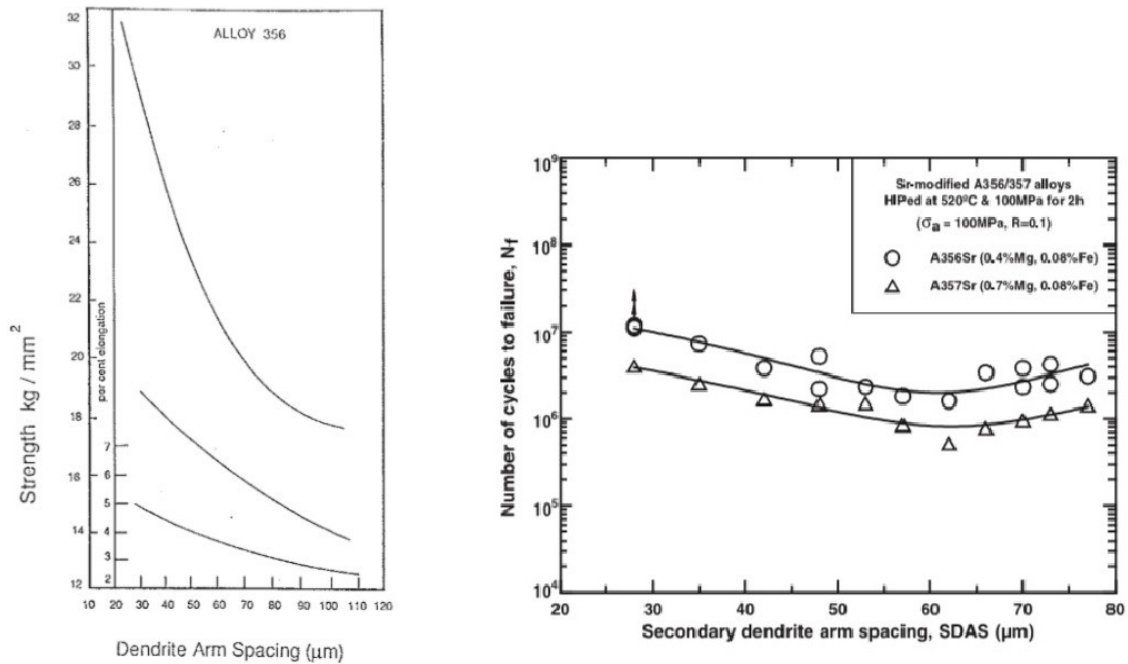


Figura 1.7– Il grafico a sinistra riporta l'andamento della tensione di rottura a trazione e dell'allungamento a rottura in funzione del DAS per le lega A356. In particolare, i valori della tensione sono relativi sia al materiale trattato termicamente (tempra e solubilizzazione completa), sia al materiale non trattato: vi fanno riferimento le due curve più elevate. Il grafico a destra mette in relazione, per le leghe A356 e A357, il numero di cicli a rottura con lo SDAS. I diversi parametri microstrutturali, DAS e SDAS, sono equivalenti per effetti sul comportamento del materiale.

Il parametro fondamentale per il controllo del DAS è la velocità di solidificazione, che a sua volta dipende dal tipo di processo fusorio, dalle dimensioni del getto e dagli specifici parametri adottati per la colata (velocità di colata, sistemi di raffreddamento, ecc.). La relazione che collega il DAS al tempo di solidificazione è del seguente tipo:

$$DAS(SDAS) = K * t_s^m$$

dove t_s è il tempo di solidificazione espresso in secondi; k, m sono costanti del materiale.

E' possibile, tramite una relazione matematica, correlare anche la velocità di raffreddamento al DAS:

$$\log\left(\frac{dT}{dt}\right) = -[\log(DAS) - 2,37]/0,4$$

dT/dt rappresenta la velocità di raffreddamento in °C/s e il DAS è espresso in mm.

Una maggiore velocità di solidificazione, vale a dire un minor tempo di solidificazione, riduce l'accrescimento delle strutture dendritiche portando a bassi valori del DAS (figura 1.8). Questo permette performance meccaniche migliori del getto.

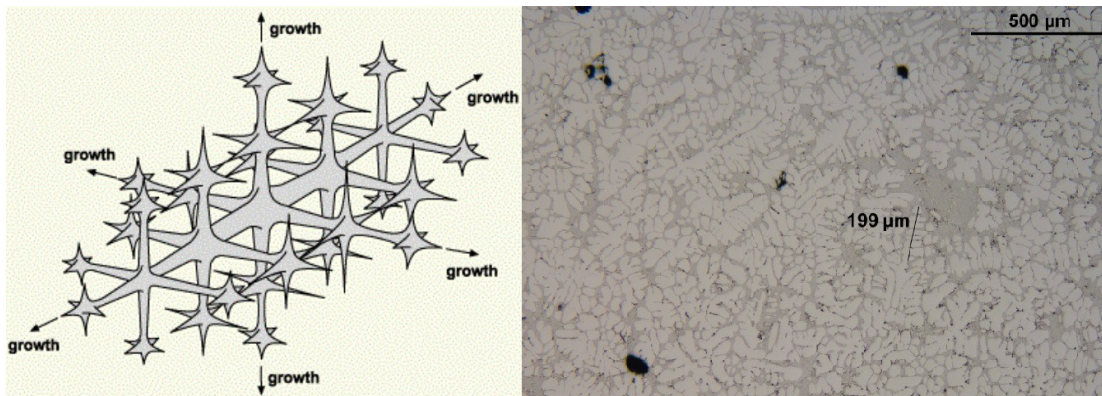


Figura 1.8 – Schematizzazione dell'accrescimento dendritico e misurazione del parametro microstrutturale DAS su rami principali di dendriti; immagine acquisita al microscopio ottico.

La velocità di solidificazione, il gradiente di temperatura, la composizione chimica della lega, le particelle di una seconda fase e gli eventuali difetti presenti come ossidi e porosità sono i fattori che influenzano localmente il DAS. Inclusioni e fasi secondarie possono segregare fra i bracci delle dendriti aumentando la spaziatura tra i rami delle stesse.

La formula proposta da Chvorinov permette una valutazione approssimativa del tempo di solidificazione:

$$ts = B * \left(\frac{V}{A}\right)^n$$

Nella relazione, V = volume di metallo fuso; A = area superficiale a contatto con lo stampo; n = cost. = 2; B = cost. = f (materiale dello stampo).

Il seguente grafico mette in evidenza come, al crescere del tempo di solidificazione, il DAS (SDAS) tenda ad aumentare secondo modalità diverse, in base alla tipologia di lega (figura 1.9). Più avanti è riportato l'andamento del medesimo parametro microstrutturale per la lega A356 in funzione della velocità di solidificazione (figure 1.10 e 1.11).

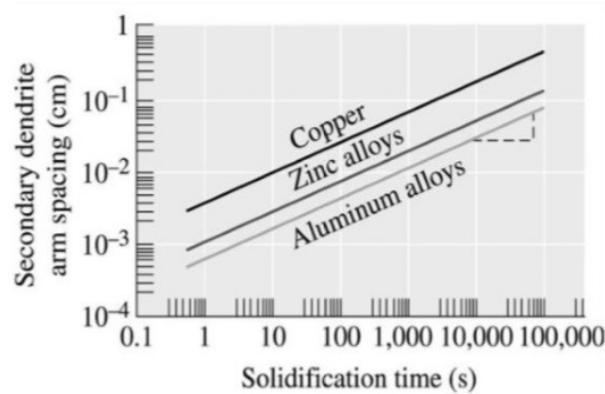


Figura 1.9 – Secondary Dendrite Arm Spacing per diverse famiglie di leghe al variare del tempo di solidificazione.

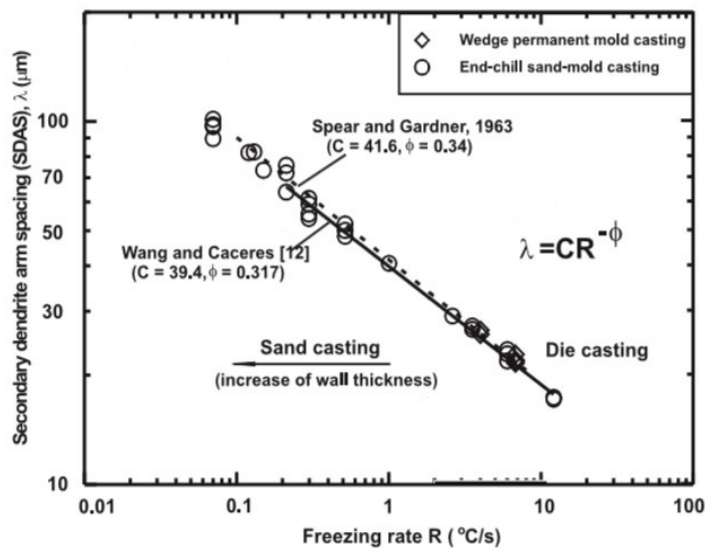


Figura 1.10 – Andamento del parametro microstrutturale SDAS in funzione della velocità di solidificazione

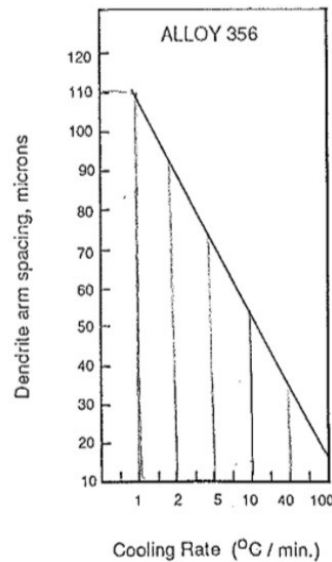


Figura 1.11 – DAS espresso in funzione della velocità di raffreddamento per la lega A356.

Il tipo di processo fusorio adottato e le condizioni e parametri per realizzare colata e solidificazione del getto influenzano il tempo di solidificazione t_s e risultano determinanti per definire il parametro DAS. Mentre un getto colato in sabbia presenterà un DAS superiore rispetto ad uno colato in conchiglia (a parità di geometria e dimensioni), a sua volta lo stesso getto pressofuso avrà un DAS inferiore rispetto a quello del getto in conchiglia (figura 1.12).

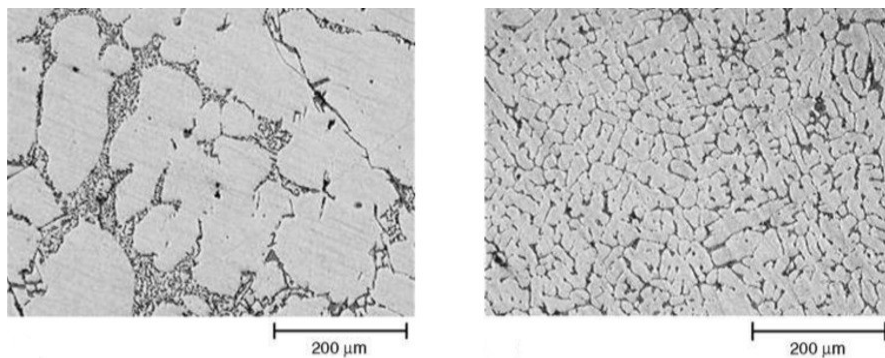


Figura 1.12 – Micrografie di getti in lega Al-Si ottenuti con diverso processo di colata. Nell'immagine di sinistra, getto colato in sabbia con DAS grossolano; nell'immagine di destra, getto colato in conchiglia con DAS fine.

Per le leghe Al-Si-Mg da fonderia l'influenza della velocità di solidificazione e della composizione chimica sul DAS (SDAS) sono esprimibili nel seguente modo:

$$SDAS = 14,15 * C_{mg}^{-0,108} * C_{si}^{-0,125} * t_f^{0,302}$$

$$SDAS = 65,21 * C_{mg}^{-0,325} * C_{si}^{-0,104} * \dot{T}_L^{-0,22}$$

C_{Mg} , C_{Si} rappresentano le percentuali delle composizioni chimiche di magnesio e Si in lega; t_f è il tempo di solidificazione mentre $\dot{T}_L$ è la velocità di raffreddamento. Nel caso della lega EN AC 42100 (A356) si ricava da interpolazione di dati sperimentali l'espressione semplificata:

$$SDAS = 39,4 * R^{0,317}$$

R è il rapporto tra la diminuzione di temperatura misurata durante la solidificazione e l'intervallo di tempo stesso di misurazione, dT/dt .

I principali motivi che rendono difficoltoso nei processi industriali controllare la velocità di solidificazione e quindi il DAS sono la complessità della forma geometrica del getto, la necessità di indurre raffreddamenti direzionali per limitare i macro difetti e avere una qualità generale soddisfacente, la rimozione del calore che tende ad essere molto efficiente solo in prossimità delle pareti stampo, il punto di alimentazione influenzato dalla tecnologia fusoria adottata.

1.3 Il grano cristallino

Valori ridotti del DAS, ottenuti con velocità di raffreddamento elevate, permettono una fine distribuzione delle fasi intermetalliche. Il getto esibirà alta duttilità e resistenza a trazione in virtù delle fasi intermetalliche infragilienti discontinue. Questa situazione è di solito associata a una grana fine, anche se è il DAS il fattore determinante per le proprietà meccaniche.

Il grano cristallino è costituito dalle dendriti formatesi a partire dallo stesso nucleo di germinazione ed aventi la stessa orientazione cristallografica del reticolo di fase α -Al. Il bordo grano si forma dove gruppi di dendriti, appartenenti a grani diversi con diversa orientazione cristallografica, si incontrano (figura 1.13). In generale la diminuzione delle dimensioni dei grani comporta un lieve aumento delle proprietà di resistenza meccanica nelle leghe di alluminio da fonderia, ma in misura minore rispetto a quanto permesso dal DAS. La dimensione dei grani ha invece una maggiore influenza sulla leghe da deformazione plastica. La relazione di Hall-Petch esprime la tensione di snervamento in funzione della dimensione media del grano. La variazione inversa delle due grandezze è dovuta alla migliore combinazione di resistenza e duttilità e alla distribuzione più fine dei costituenti di bordo grano nel caso di grani cristallini fini ed equiassici. Un'estensione maggiore dei bordi grano permette di ostacolare maggiormente il moto delle dislocazioni: un grano fine, con estensione complessiva nel getto elevata dei bordi, sarà di maggiore impedimento al moto delle dislocazioni rispetto ad un grano di dimensione grossolana. Nelle leghe da fonderia un ruolo affine è svolto dai bordi delle celle dendritiche da cui ne deriva che il DAS è il parametro microstrutturale di maggior influenza sulle proprietà meccaniche rispetto alla dimensione dei grani cristallini.

$$YS = a + b \cdot d^{-1/2}$$

a, b costanti del materiale.

Diversamente da quanto accade per il DAS (SDAS) la dimensione dei grani non è strettamente correlata alla velocità di solidificazione. Valori elevati della spaziatura tra i rami delle dendriti comportano un grano grossolano ma ciò può verificarsi anche con un DAS ridotto. I dati relativi al grano sono inoltre maggiormente dispersi (figura 1.14). Ciò evidenzia il fatto che la dimensione del grano non è dipendente solo dalla velocità di raffreddamento ma anche da altre variabili come il processo di nucleazione. Più precisamente, tipo e dimensione dei grani cristallini che tendono a formarsi sono funzione della composizione della lega, della velocità di solidificazione e della concentrazione di siti di nucleazione. Per consentire un affinamento del grano occorre favorire la nucleazione, oltre a limitare l'accrescimento con incrementi della velocità di solidificazione. Per permettere un'elevata nucleazione servono sottoraffreddamenti elevati (nucleazione omogenea),

oppure l'inoculazione della lega (nucleazione eterogenea), oppure entrambi. Nel caso della nucleazione eterogenea per le leghe d'alluminio da fonderia vengono tipicamente usati come inoculanti elementi quali titanio e boro in ridotte quantità.

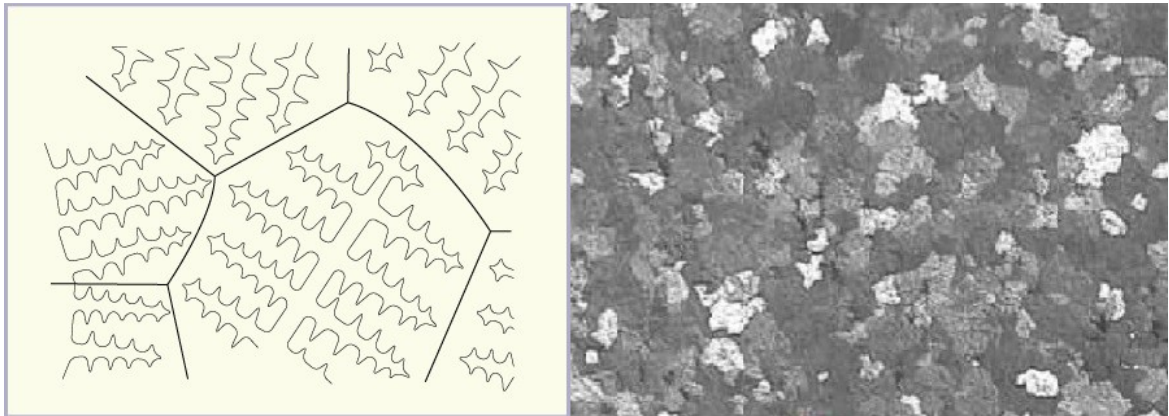


Figura 1.13 – Sulla sinistra, grani cristallini formatisi a partire da diversi nuclei di germinazione. Sulla destra, superficie ripresa in condizioni di luce polarizzata. Si noti la diversa orientazione dei singoli grani.

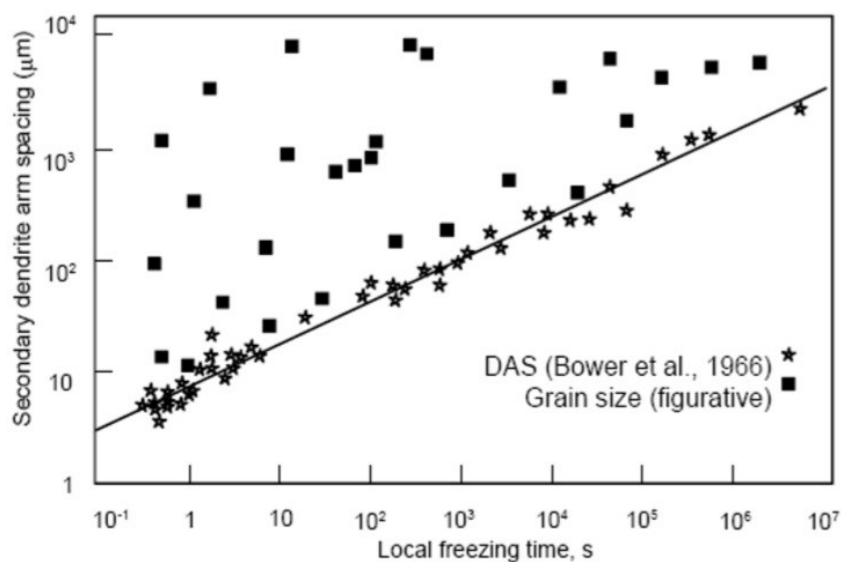


Figura 1.14 – Variazione della distanza tra i rami secondari delle dendriti e della dimensione del grano cristallino in funzione del tempo di solidificazione. Si noti l'elevata dispersione dei dati sperimentali relativi alla dimensione media del grano.

1.4 Affinazione del grano

Un materiale metallico sottoposto a una sollecitazione meccanica tende a deformarsi progressivamente fino a rottura. La deformazione inizialmente è elastica, risulta direttamente proporzionale tramite il modulo di Young alla tensione applicata ed è interamente recuperabile. Il modulo di Young è un coefficiente tipico del materiale e dipende da precedenti trattamenti termici o dallo stato di incrudimento. Raggiunto il limite elastico del materiale, il materiale inizia a deformarsi in modo plastico. La deformazione plastica è permanente e avviene per scorrimento di un piano reticolare rispetto a quello adiacente in seguito all'applicazione di uno sforzo esterno. Lo scorrimento di tali piani cristallini avviene grazie alla presenza di alcuni tipi di difetti del reticolo cristallino, chiamati dislocazioni. Il movimento delle dislocazioni, nel caso sia facilmente inducibile, rende la deformazione plastica del materiale favorita abbassando al tempo stesso la resistenza meccanica. Per questo motivo è fondamentale introdurre degli “ostacoli” microstrutturali al moto delle dislocazioni, al fine di realizzare un rafforzamento del materiale.

Con l'affinazione del grano, si riducono le dimensioni dei grani per sfruttarne la diversa orientazione cristallina. I bordi grano sono zone di transizione tra queste diverse orientazioni e il passaggio delle dislocazioni risulta più difficoltoso, richiedendo l'applicazione di uno sforzo maggiore. I bordi grano diventano zone di “impilaggio” delle dislocazioni.

Le leghe di alluminio possono essere fatte solidificare con una struttura del grano cristallino fine ed equiassica attraverso l'aggiunta in precise percentuali di alcuni elementi alliganti. I più impiegati sono titanio e boro (figura 1.15). L'aumento della velocità di solidificazione riduce la dimensione dei grani cristallini; i tassi di solidificazione in getti industriali con geometria complessa variano tuttavia da zona a zona, e il grado di affinazione del grano raggiungibile in questo modo è comunque inferiore rispetto a quanto ottenibile tramite l'aggiunta di elementi alliganti appositi. Ti e B agiscono singolarmente, o insieme, formando intermetallici del tipo TiB_2 Al_3Ti . Un agente nucleante eterogeneo efficiente per una certa lega fornisce una superficie solida di crescita a temperatura pari o lievemente superiore a quella della curva di liquidus. Il composto TiAl_3 , ad esempio, incontra questi criteri per le leghe d'alluminio.

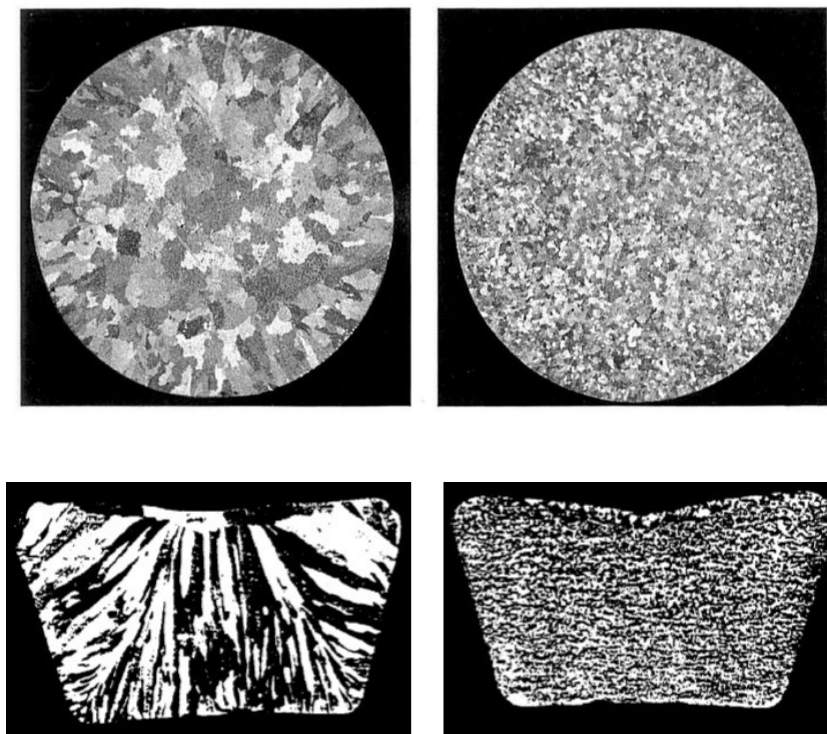


Figura 1.15 – Nella parte superiore dell'immagine, provini in Al Si 7 sezionati prima (a sinistra) e dopo (a destra) addizione di barrette in lega Al Ti 5 B per l'affinazione del grano. Livello d'ingrandimento 2x. Nella parte inferiore dell'immagine si possono apprezzare le due medesime condizioni della lega, solidificata in lingotti. In particolare il lingotto affinato (a destra) pone in evidenza il maggior numero di grani cristallini della fase α -Al.

Queste condizioni sono valide con concentrazioni di titanio maggiori del 0,15% in peso (figura 1.16); a questi tenori di concentrazione il peritettico è oltrepassato e la prima fase a formarsi durante la solidificazione è il composto TiAl_3 . Il processo di nucleazione eterogenea diventa così efficiente.

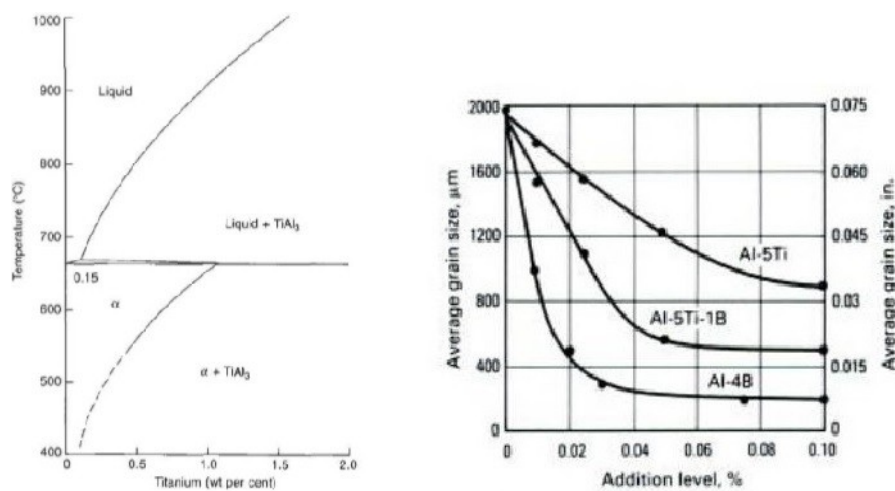


Figura 1.16 – Sulla sinistra è riportato il diagramma di stato alluminio – titanio. Sulla destra, effetto sulla dimensione media del grano cristallino provocato dall'affinazione con barrette aventi diverse percentuali di titanio e boro in lega per la lega A356.

Questi tenori di Ti possono però dare origine a intermetallici grossolani, con conseguente riduzione delle proprietà meccaniche. Un buon affinamento del grano può essere ottenuto anche con percentuali di titanio in lega molto minori (fino a circa il 0,01%, figura 1.16 a destra). Per questo motivo non sembra del tutto soddisfacente la teoria legata al diagramma Al-Ti e per spiegare il fenomeno sono state introdotte altre teorie basate sull'effetto nucleante, ad esempio, del TiB_2 , di carburi o di altri effetti costituzionali sulla reazione peritettica.

Per ottenere un grano fine è fondamentale, oltre a indurre il processo di nucleazione, contenere l'accrescimento. In sistemi complessi dove sono presenti molti elementi in lega il tasso di accrescimento è funzione della facilità con cui il generico elemento, segregato dal fronte di solidificazione, riesce a diffondere nel liquido. Per quantificare tale caratteristica di una lega si impiega un parametro noto come “growth restriction factor”, dove ogni elemento è valutato come un agente che favorisce il sottoraffreddamento costituzionale. L'espressione matematica impiegata prevede di sommare tutti i contributi.

1.5 Eutettico Al-Si

Con riferimento al diagramma di fase della lega binaria Al-Si, in condizioni di equilibrio la solidificazione dell'eutettico avviene a 577 °C con una percentuale in peso di Si pari al 12,6%. A seconda che la lega sia ipoeutettica ($\text{Si} < 12,5\%$), eutettica ($\text{Si} = 12,6\%$) o ipereutettica ($\text{Si} > 12,6\%$) la formazione dell'eutettico avviene in presenza di dendriti di fase primaria $\alpha\text{-Al}$, dalla fase liquida o in presenza di Si primario rispettivamente (figura 1.17). E' comunque noto che la velocità di solidificazione va ad influire sulla morfologia dell'eutettico (figura 1.18). Per le leghe ipoeutettiche esso assume normalmente una struttura lamellare o fibrosa.

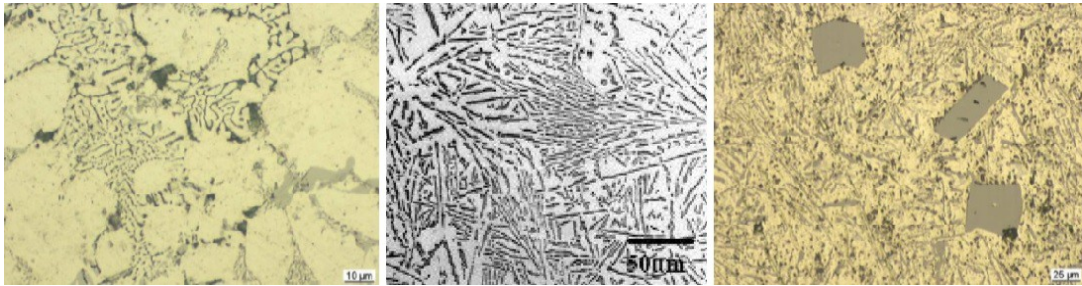


Figura 1.17 – A partire da sinistra e proseguendo verso destra, le micrografie di una lega Al-Si rispettivamente ipoeutettica, eutettica ed ipereutettica.

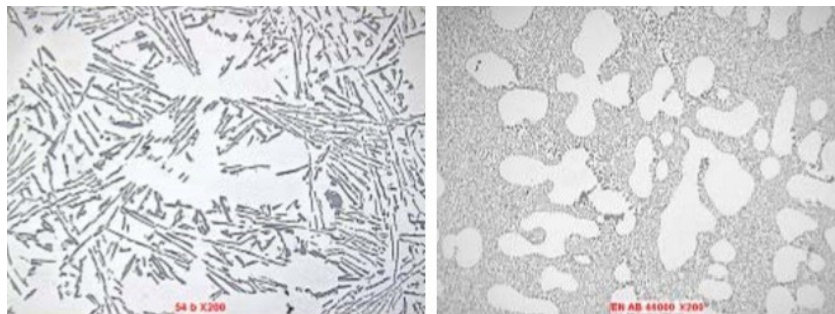


Figura 1.18 – Micrografie di una lega eutettica sottoposta a velocità di solidificazione differenti. A sinistra, velocità di solidificazione minore con ottenimento di una struttura eutettica lamellare; a destra, velocità di solidificazione elevata con ottenimento di un silicio fibroso.

Queste due strutture si formano a partire dalla stessa composizione chimica eutettica; è chiaro che alte velocità di solidificazione portano l'eutettico a spostarsi a temperature inferiori con una concentrazione maggiore di Si. Nella definizione delle strutture eutettiche assumono importanza primaria il gradiente di temperatura del liquido e la velocità di avanzamento dell'interfaccia solida. Il gradiente di temperatura del liquido comporta l'insorgere del sottoraffreddamento costituzionale del liquido, con il passaggio da una struttura cellulare ad una dendritica al crescere del suo valore. Una velocità di avanzamento del fronte liquido-solido elevata, invece, significa avere tempi ridotti per la solidificazione e quindi la nascita di strutture fini e a volte metastabili. La velocità di solidificazione è data dalla combinazione di queste due grandezze al variare delle quali varia la possibile microstruttura con pari composizione chimica. I getti prodotti industrialmente solidificano

con il Si che va ad assumere una morfologia flocculare.

La morfologia del Si eutettico ottenuta con un'elevata velocità di avanzamento dell'interfaccia tra liquido e solido, e un alto gradiente di temperatura del liquido è del tutto affine a quella che industrialmente viene definita “modificata”, ottenuta tramite l'aggiunta nel bagno di fusione della lega di bassi tenori di elementi quali sodio e stronzio. La struttura indotta tramite variazione della composizione chimica differisce per la maggior presenza di geminati, ma entrambe permettono un raggiungimento di migliori proprietà meccaniche.

1.6 Modifica del Si eutettico

La struttura del getto, pur essendo strettamente legata alla concentrazione del Si e alle condizioni di raffreddamento, è essenzialmente un'alternanza di grani di alluminio, cristalli di silicio, eutettico Al-Si e diverse fasi intermetalliche formatesi in seguito ad altre aggiunte (Mg_2Si , $CuAl_2$). La forma e dimensione dei cristalli di Si che si formano durante la solidificazione ha importanti effetti sull'alimentazione e sulle caratteristiche meccaniche del getto, per questi motivi devono essere tenute sotto controllo per raggiungere le proprietà necessarie (figura 1.19). Gli elementi impiegati per controllare la morfologia del Si e le caratteristiche di alimentazione del getto sono detti modificanti; una delle maggiori problematiche nella colata di leghe Al-Si è rappresentato dal corretto dosaggio e dalla gestione di questi elementi modificanti, così da garantire le caratteristiche volute.

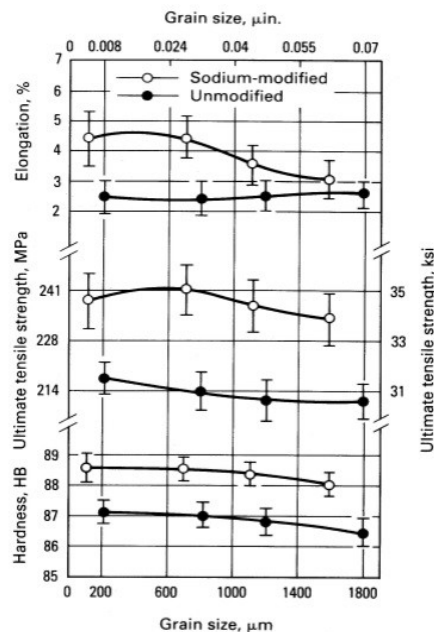


Figura 1.19 – Andamento di allungamento percentuale a rottura, resistenza a trazione e durezza per una lega A356 non modificata e modificata al variare della dimensione del grano.

I più diffusi trattamenti del Si eutettico si realizzano tramite sodio e stronzio. Impiegando lo stronzio è possibile riscontrare un aumento della porosità del getto, mentre il sodio presenta notevoli problemi di evanescenza (tabella 1.2).

Element	Atomic radius ratio(a)	Melting temperature, K	Vapor pressure at 1000 K		Free energy of oxide formation (ΔG_{oxide}) at 1000 K, kJ/mol	Comments on modifying capability
			Pa	atm		
Barium	1.85	998	5.07	5×10^{-5}	-482	Moderate modifying power
Calcium	1.68	1112	26.3	2.6×10^{-4}	-509	Weak modifying action
Strontium	1.84	1042	101.3	0.001	-480	Moderate modifying power; optimal addition: 0.01–0.02%. Good resistance to fade; semipermanent effect; much easier to store and handle than sodium; overmodification not as serious as with sodium, but can increase porosity
Sodium	1.58	371	2×10^4	0.2	-367	Very potent modifier with 0.1% addition. Dissolves rapidly; fades rapidly due to evaporation; difficult to store and handle; difficulty in controlling additions can lead to overmodification; can increase porosity
Cerium	1.56	1071	10^{-11}	10^{-16}	-497	Can be conveniently added as mischmetal; requires up to 60 min for dissolution; very resistant to fade; modification effect increases up to 2% additions; reduces dendrite arm spacing in hypoeutectic alloys
Aluminum	1.22	933	5.4×10^{-6}	5.3×10^{-11}	-457	---
Silicon	1.00	1683	9×10^{-12}	8.9×10^{-17}	-354	---

(a) Ratio of atomic radius of element to atomic radius of silicon

Tabella 1.2 – Principali tipi di elementi modificanti e loro caratteristiche.

La fase α -Al non risulta influenzata dalla modifica; sia sodio che stronzio vanno a concentrarsi interamente nel Si. Si ipotizza che la modifica sia associata ad una variazione del meccanismo di crescita eutettico: il Si solidifica con struttura ordinata seguendo una logica cristallina. Per mantenere la regolarità nella struttura esso prosegue con l'accrescimento solo lungo certe direzioni ben definite. Il Si non modificato assume per questo motivo una forma a placche “affilate” (Si aciculare). Gli elementi alliganti impiegati per la modifica permettono di introdurre dei difetti che cambiano l'orientazione della direzione di accrescimento; tale fenomeno oltre ad essere indotto con l'assorbimento di atomi esterni sopra il fronte di solidificazione del Si può essere avvenire anche naturalmente. La continua deposizione di impurità, comunque, causa la ramificazione del cristallo con ottenimento di una struttura fibrosa del Si (figure 1.20 e 1.21).

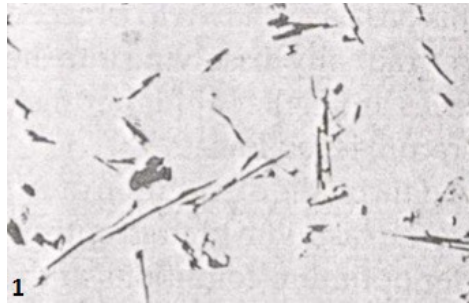


Figura 1.20 – Eutettico completamente non modificato. Livello d'ingrandimento 200x.

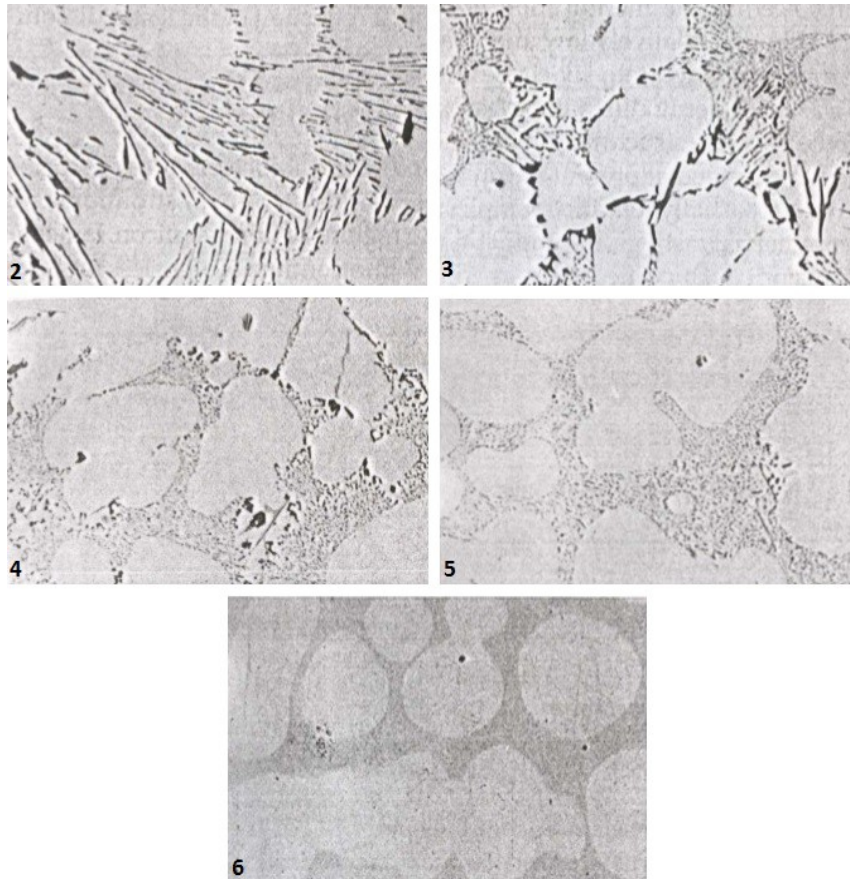


Figura 1.21 – Strutture di riferimento proposte dall'American Foundry Society per la valutazione del livello di modifica. 2) Eutettico lamellare. 3) Eutettico parzialmente modificato. 4) Eutettico con assenza di strutture lamellari. 5) Eutettico con struttura fibrosa. 6) Eutettico a struttura fibrosa molto fine. Le immagini 2), 3), 4) corrispondono a classi di silicio eutettico sottomodificato. L'immagine 5) ben rappresenta il caso di una lega con silicio eutettico modificato, mentre l'immagine 6) riporta la classe di silicio eutettico sovrasmodificato. Livello di ingrandimento 200x.

Nel caso di modifica chimica l'efficienza del processo in funzione del tempo trascorso dall'aggiunta del modificante è illustrata nel seguente grafico (figura 1.22). All'aumentare inoltre del tenore di Sr le velocità di solidificazione vanno ad essere sempre più basse.

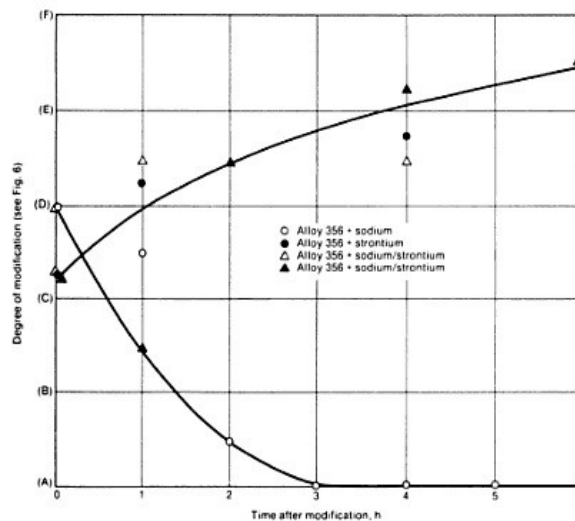


Figura 1.22 – Andamento del grado di modifica all'aumentare del tempo trascorso dall'aggiunta nel bagno di lega del modificante. Si noti la maggior evanescenza del trattamento di modifica al sodio rispetto allo stronzio.

I modificanti permettono di ridurre gli scarti e aumentare la produttività; i getti colati dopo trattamento di modifica sono caratterizzati da un allungamento a rottura e una lavorabilità più elevati, ciò è dovuto al cambiamento di struttura del Si con passaggio da morfologia aciculare a fine fibrosa.

L'aggiunta di elementi modificanti in percentuali troppo elevate causa un'ipermodifica della lega (immagine 6) in figura 1.21). In questo caso in alcune regioni della microstruttura si assiste alla formazione di bande di fase α -Al. Ciò succede con un tenore di sodio maggiore del 0,02%, o di stronzio maggiore del 0,1%.. Lo stronzio non presenta problemi di stoccaggio e manipolazione al pari del sodio; è comunque un elemento molto costoso e ad esso, se aggiunto in eccesso, vengono associati problemi di microporosità. In generale il trattamento di modifica sia con sodio che con stronzio causa l'aumento del contenuto di idrogeno nel bagno di fusione della lega, sia attraverso l'aggiunta diretta di H al liquido con il modificante, sia attraverso l'aumento della solubilità di H.

Il sodio ha un effetto modificante maggiore rispetto allo stronzio quindi viene impiegato in processi di modifica su getti di dimensioni elevate, con basse velocità di raffreddamento, riuscendo ad apportare il trattamento anche in profondità. Lo stronzio consente invece di realizzare un fronte di solidificazione più irregolare rispetto al sodio riducendo la distanza che l'alluminio liquido deve percorrere per raggiungere gli spazi da alimentare tra le dendriti.

1.7 Composti intermetallici

Gli intermetallici sono tra le fasi costituenti fondamentali delle leghe Al-Si e, come tali, ne influenzano il comportamento meccanico. Ne esistono di due gruppi principali: derivanti da trattamento termico di tempra di soluzione e associati alla presenza di elementi in lega, principalmente ferro, con azione infragilente e ritenuti dannosi per il comportamento statico e a fatica.

Gli intermetallici del secondo tipo non sono eliminabili. Essi sono infatti associati al processo produttivo e, specie nelle leghe secondarie, vi è sempre la presenza di elementi che ne inducono la formazione: il ferro in particolare è presente in lega come impurità e ne riduce la resistenza a corrosione, la duttilità (figura 1.23), la tenacità a frattura, la resistenza a fatica. Peggiorano inoltre la colabilità e le caratteristiche di alimentazione.

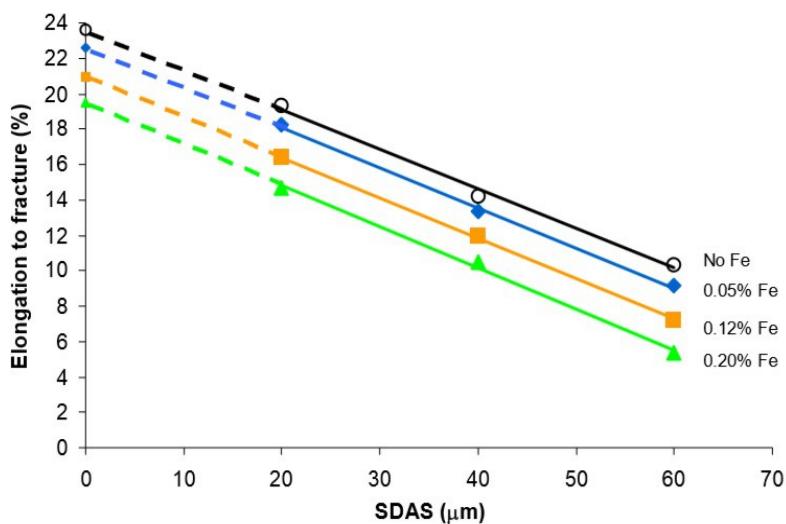


Figura 1.23 – Allungamento a rottura per una lega A356 al variare del contenuto di Fe e della distanza tra i rami delle dendriti.

Il ferro forma con alluminio e silicio intermetallici di morfologia piatta noti come “fase β ” con stechiometria Al_5FeSi . Osservando la lega al microscopio appariranno con forma aciculare in 2D (figure 1.24 e 1.26). Questi intermetallici agiscono da concentratori di tensione, con effetti negativi nel caso di sollecitazioni statiche quali la riduzione della resistenza meccanica, della duttilità e della tenacità a frattura. In secondo luogo vi sarà anche una riduzione della vita a fatica, con il propagarsi di cricche a partire da tali strutture. Nel primo caso, la loro fragilità comporta l'insorgere della frattura ancor prima che ciò avvenga nel Si eutettico formando microcricche che propagano all'interfaccia tra queste fasi e la matrice causando rottura; nel secondo caso la concentrazione di tensione all'apice provoca l'innescio di microcricche che propagano nella matrice. Gli intermetallici

possono inoltre portare ad un aumento dei difetti di solidificazione, fungendo da siti di nucleazione per porosità e rendendo difficoltosa l'alimentazione interdendritica.

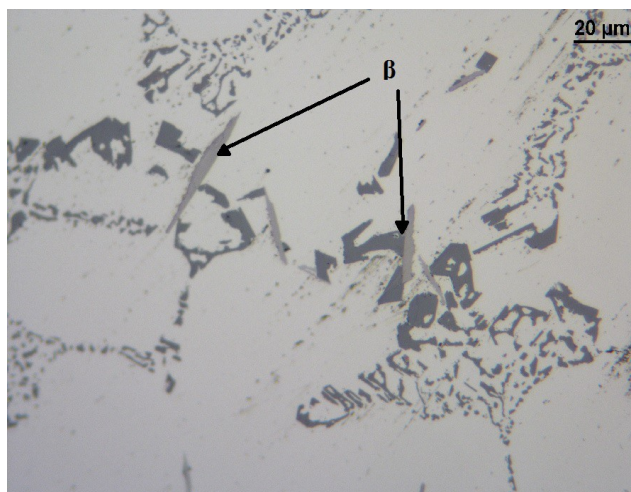


Figura 1.24 – Intermetallici fase β - Al_5FeSi .

Oltre all'intermetallico β - Al_5FeSi con morfologia aciculare, il ferro unendosi con alluminio e silicio forma un altro composto intermetallico noto come fase α avente stechiometria $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ con morfologia tipica a ideogramma cinese (figura 1.25). Tale morfologia è più compatta e meno dannosa rispetto alla fase β . In presenza di Mn il ferro forma un interdendritico complesso noto anch'esso come fase α , di composizione chimica $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$. In presenza di opportuni quantitativi di Mn si ha la trasformazione della fase α - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ in α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$.

Un altro elemento che si lega con ferro, alluminio e silicio portando alla formazione di composti intermetallici a base Fe è il magnesio: il risultato si indica come fase π , avente stechiometria $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ e con morfologia meno deleteria rispetto alla fase β (figura 1.25). In una lega A356, con un tenore di magnesio che non ecceda il 0,3-0,4% come accade nel caso di questa tesi, gli intermetallici a base Fe sono quasi esclusivamente di tipo β con frazione volumetrica di, circa, lo 0,4%.

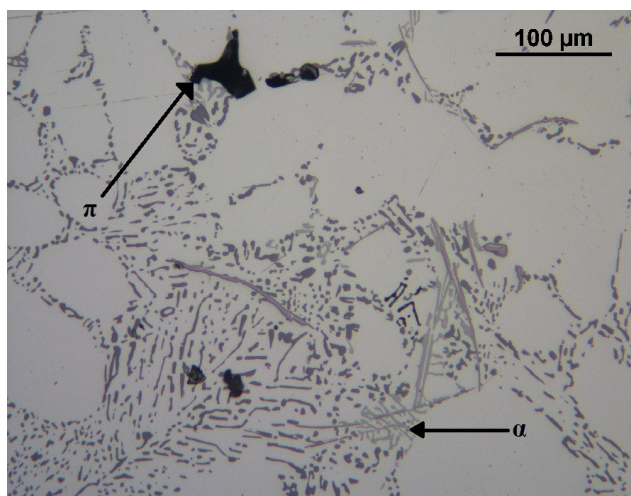


Figura 1.25 – Intermetallici fase α - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ con morfologia a ideogramma cinese e fase π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$.

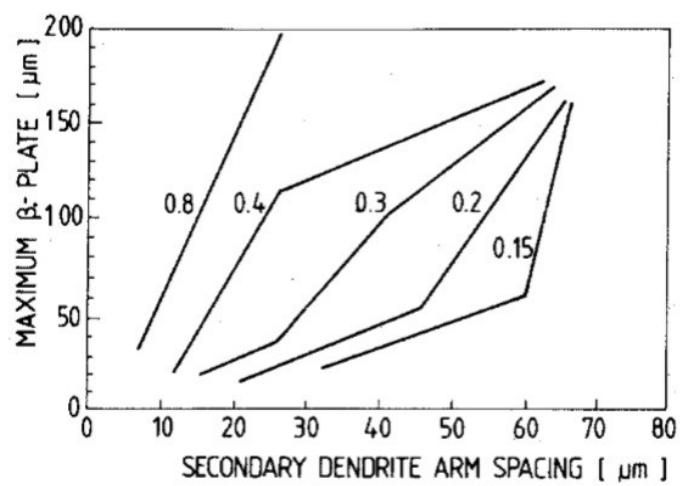


Figura 1.26 – Dimensione massima dell'intermetallico fase β -Al₃FeSi al variare dello SDAS.

1.8 Difetti di solidificazione

La colata di getti è accompagnata dalla presenza nel materiale di difetti di solidificazione dovuti a impurità nel bagno, gas occluso o in soluzione, variazioni di densità al passaggio liquido-solido, forti salti di temperatura e segregazioni. I composti intermetallici come spiegato nel paragrafo 1.7 hanno un effetto negativo sulle proprietà meccaniche a causa del contenuto di Fe. Si considerano ora altre tipologie di difetto. Le porosità da gas e le cavità da ritiro vengono a formarsi durante la solidificazione a causa rispettivamente della variazione della solubilità di H nella lega al passaggio da stato liquido a solido e della inadeguata alimentazione dell'intero volume del getto sempre durante il cambiamento di fase. Questi tipi di difetti sono dannosi per le proprietà meccaniche del getto in quanto riducono l'area effettiva in grado di portare il carico. I film e bi-film d'ossido, causati dall'intrappolamento dello strato superficiale d'ossido del bagno di lega a contatto con l'ambiente esterno, agiscono da discontinuità e da vere e proprie cricche all'interno del materiale. Tali ossidi possono influenzare diversamente le proprietà meccaniche del getto al variare di forma e tipologia. Diversi autori hanno inoltre ipotizzato l'esistenza di un'interazione tra difetti microstrutturali, con i film d'ossido che agiscono come siti di nucleazione preferenziale per le fasi a base Fe. Le tecniche di fonderia sviluppate nel corso degli anni per limitare la formazione dei difetti nei getti sono il controllo del contenuto di gas e il degasaggio della lega, il controllo della temperatura allo stato liquido, il controllo microstrutturale tramite aggiunte e velocità di raffreddamento imposte, il miglioramento della geometria degli stampi. Tali difetti sono comunque molto difficilmente eliminabili del tutto e causano le limitazioni più importanti nell'impiego delle leghe di alluminio.

- Cavità da ritiro: le leghe d'alluminio subiscono durante la solidificazione un ritiro volumetrico che varia tra il 3,5% e l'8,5% in funzione della composizione chimica.
- Porosità da gas: l'alluminio allo stato liquido assorbe facilmente idrogeno. Lo stesso idrogeno viene espulso al momento della solidificazione a causa della diminuzione di solubilità causando la formazione di vuoti nel getto.
- Inclusione di ossidi: l'alluminio allo stato liquido si ossida istantaneamente se esposto al contatto con l'aria, formando uno strato superficiale di ossido. Parti di questo rivestimento possono in seguito alle dinamiche di solidificazione rimanere intrappolate all'interno del getto.

1.9 Porosità da gas

L'idrogeno è il solo gas che presenti un significativo grado di solubilità all'interno del bagno d'alluminio. La particolare affinità con l'alluminio liquido consente al metallo di disciogliere al suo interno elevate quantità di H. L'idrogeno è contenuto nell'aria umida (vapore acqueo) ed è sempre a contatto con la lega fusa che può assorbirlo liberamente. La solubilità dei gas nei metalli è regolata dalla legge di Sievert:

$$m = K \cdot \sqrt{p}$$

dove m è la massa del gas disciolto, K una costante che per un particolare sistema gas/metallo aumenta all'aumentare della temperatura, p la pressione parziale del gas. Per la lega A356 la solubilità a 750 °C è pari a 0,81 ppm. La relazione non è valida nel corso del passaggio liquido-solido in cui la solubilità di idrogeno nell'alluminio (in generale di tutti i gas in tutti i liquidi) si riduce drasticamente (figura 1.27). Il gas che viene segregato, se non riesce ad essere espulso, può rimanere all'interno del getto e portare alla formazione di porosità da H. Le cause della presenza di H nel bagno possono essere l'umidità dell'aria e dei materiali impiegati nel processo produttivo (refrattari di forni e siviere non completamente asciutti), la combustione di idrocarburi (come gas, olio, leganti delle eventuali sabbie dello stampo) nel momento in cui vengono messi a contatto col metallo fuso, il materiale usato per la carica dei forni a sua volta umido (soprattutto nel caso di alluminio secondario: oltre che lingotti, anche truciolo e scarti di lavorazione), i flussi usati per la scorifica, i prodotti di combustione dei forni fusori, la turbolenza con rottura dello strato protettivo superficiale di ossido.

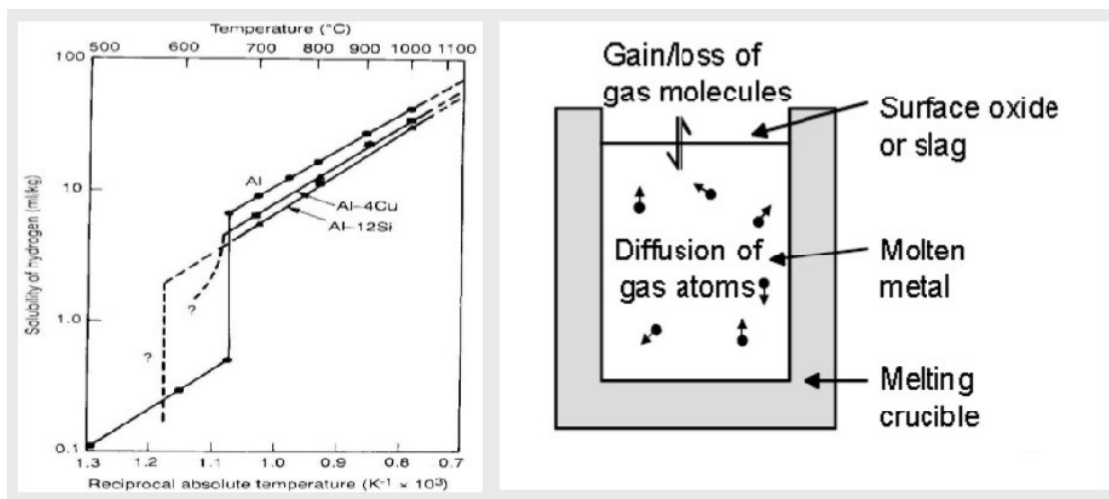


Figura 1.27 – A sinistra: solubilità dell'idrogeno nell'alluminio. Si noti la forte diminuzione al passare da stato liquido a solido. A destra: interazione tra metallo liquido e atmosfera.

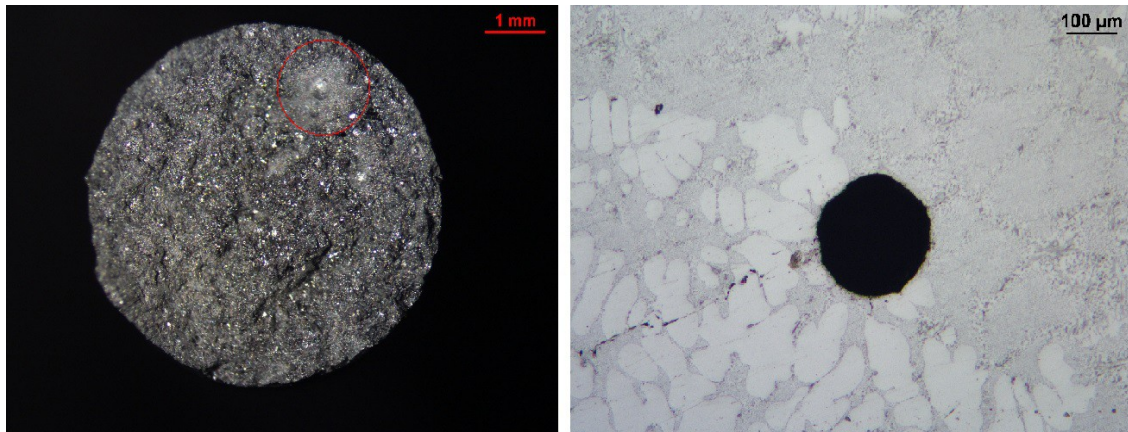
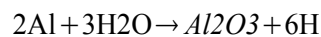


Figura 1.28 – Esempi di porosità da gas individuate su getti in lega Al Si 7 Mg 0,3. A sinistra, il poro da presenza di idrogeno in lega si trova sulla superficie di frattura di un provino sottoposto a prova di trazione. Si noti l'alterazione della struttura nei pressi del difetto, indotta dal T.T.; a destra, porosità da gas posizionata ai margini di una larga zona di segregazione eutettica.

L'idrogeno gassoso ha un ruolo fondamentale nello sviluppo di porosità in getti di fonderia (figura 1.28). Nel caso di fonti di introduzione gassose caratterizzate dalla presenza di quantitativi più o meno elevati di vapor d'acqua, il metallo reagisce con quest'ultimo:



E' evidente come formazione di ossido e introduzione di idrogeno procedano insieme e rappresentino le impurezze più importanti nel metallo (anche in quantità limitate hanno un ruolo deleterio sulle proprietà del getto).

Il gas presente in soluzione nel metallo liquido è in forma atomica ($\text{H}_2 \rightarrow 2\text{H}$) ed esso può in parte diffondere verso la superficie combinandosi in forma di molecole d'acqua ($4\text{H} + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{H}_2\text{O}$) ed evaporare nell'ambiente. Vi è quindi equilibrio all'interfaccia aria-metallo, che può essere alterato dalla presenza di ossido o scoria sulla superficie del bagno: studi condotti sull'argomento hanno dimostrato come un film superficiale di Al_2O_3 privo di cricche e danneggiamenti agisca da barriera nei confronti dell'assorbimento di H da parte del metallo liquido, al di sotto di 800 °C. Nel passaggio allo stato solido la precipitazione dell'idrogeno forma piccole bolle (0,05÷0,5 mm) come risultato dell'alta pressione interna del gas dovuta alla segregazione tra i rami delle dendriti.

Queste bolle risultano essere distribuite uniformemente nell'intero getto, lasciando libero da porosità uno strato superficiale di circa 1÷2 mm di spessore (figura 1.29).

Mentre procede la solidificazione l'idrogeno viene espulso dal solido nella fase liquida, che progressivamente si arricchisce; l'idrogeno tende principalmente ad accumularsi davanti al fronte di solidificazione che avanza. Ad un certo punto si raggiungerà uno stato di equilibrio, il quale corrisponde ad un picco della concentrazione di H all'interfaccia (pari a C_0/k , vedi formule e figura 1.30). In corrispondenza del fronte di solidificazione ci sarà allora una concentrazione di H pari a

$1/k = 20$ volte quella iniziale C_0 : il valore è ben oltre il limite di solubilità e pertanto il liquido risulta soprasaturo di H. Le bolle di H nucleano e si accrescono rimanendo intrappolate nel solido tra i rami delle dendriti, con una condizione che va a ripetersi per ogni nucleo stabile e che, ad eccezione della zona superficiale, garantisce una certa omogeneità di distribuzione per quanto riguarda tali difetti (questo a patto di comprendere la dinamica di solidificazione di un getto dalla geometria complessa). In conseguenza di quanto appena esposto, è chiaro come l'aumento della velocità di solidificazione provochi una riduzione della diffusione limitando i possibili siti di nucleazione e contribuendo nell'ottenere un metallo più pulito. Le porosità da gas influenzano negativamente le proprietà meccaniche del materiale; possono compromettere inoltre la possibilità di realizzare un trattamento termico di solubilizzazione poiché nel caso di presenza di bolle non pienamente sviluppate il gas all'interno, espandendosi con l'aumento della temperatura, comporterebbe problematiche di tipo estetico o la nascita di cricche.

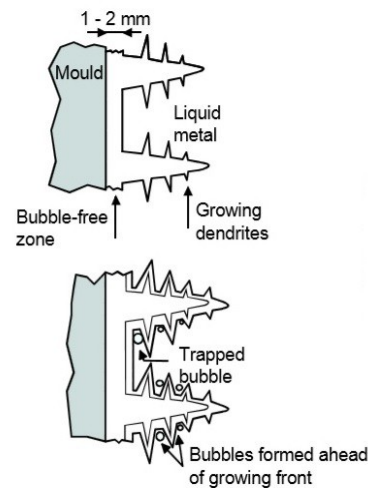


Figura 1.29– Formazione di bolle nella fase liquida, in prossimità dell'interfaccia di solidificazione. Da notare l'esistenza di uno strato dello spessore di 1-2 mm, a contatto con lo stampo, libero da porosità.

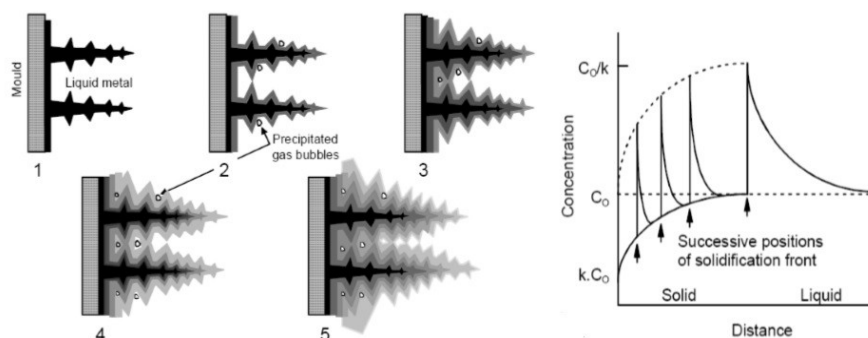


Figura 1.30 – Nello schema di accrescimento dendritico è evidenziata la progressiva precipitazione dell'idrogeno in soluzione, con formazione di bolle davanti all'interfaccia solido-liquido. Il grafico a destra riporta l'andamento della concentrazione di H in prossimità del fronte di solidificazione. Se la concentrazione di H nella fase liquida è tale da eccedere il limite di solubilità, tale fase diviene sovrasatura con formazione di bolle.

Alcuni studi condotti in merito alla formazione di porosità da gas hanno dimostrato come la pressione richiesta sia per la nucleazione omogenea che eterogenea sono troppo alte; si ipotizza che tale porosità possa nucleare a partire da bolle di gas preesistenti intrappolate nel fuso. Fox e Campbell hanno stabilito come i bi-film d'ossido portino alla nucleazione di porosità a partire dal gas compreso tra le superfici asciutte del bi-film.

1.10 Cavità da ritiro

Le cavità da ritiro sono causate dall'insufficiente afflusso di metallo liquido, al fine di compensare il ritiro nel passaggio liquido solido. Questo problema viene spesso indicato come mancanza di "alimentazione". La capacità di alimentare è contrastata e resa difficoltosa dalla diminuzione di sezione dei "canali" attraverso i quali il fenomeno dell'alimentazione deve avvenire. In un accrescimento di tipo dendritico, l'alimentazione dei vuoti che si formano tra le singole dendriti avviene attraverso i canali interdendritici; se questi canali vengono occlusi, si può avere la formazione di cavità o microcavità all'interno del getto (figura 1.31). L'occlusione può avvenire per diverse cause, tra cui l'eccessiva viscosità del liquido in fase di trasformazione, l'accrescimento delle dendriti, la presenza di intermetallici. Nel caso di dendriti molto sviluppate in lunghezza nella direzione del flusso termico tale difetto diventa particolarmente significativo (figura 1.32), mentre il problema si riduce nel caso di dendriti con DAS (SDAS) fine, a parità di dimensione del grano.

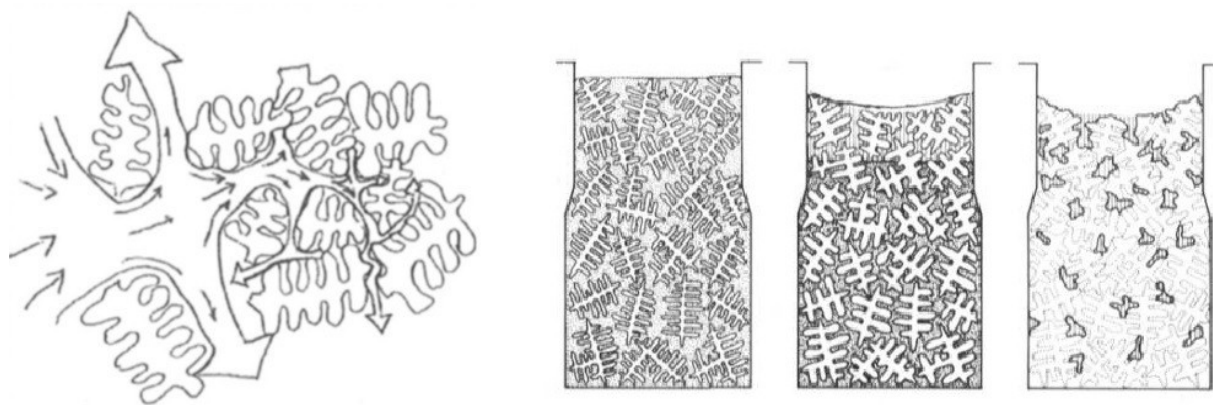


Figura 1.31 – Alimentazione attraverso i canali interdendritici e progressiva formazione di cavità da ritiro a causa dell'occlusione di canali stessi.

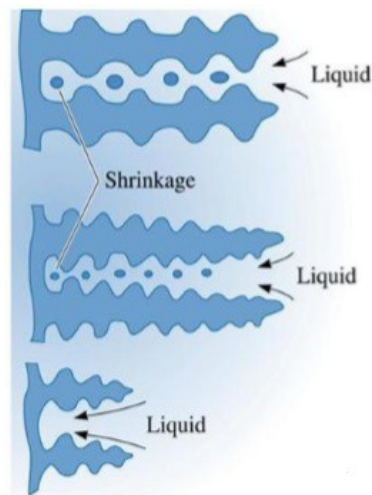


Figura 1.32 – In figura è evidenziata la gravità del problema legato alla mancata alimentazione nel caso di dendriti molto sviluppate nella direzione di asportazione del calore: le cavità assumono una forma allungata lungo le strutture dendritiche. Al diminuire della dimensione media delle dendriti, le cavità riducono analogamente il loro sviluppo.

Le cavità da ritiro al pari delle porosità da idrogeno hanno un effetto negativo nei confronti delle proprietà meccaniche del getto, sia nel caso statico per riduzione della sezione resistente, sia a fatica per le elevate concentrazioni di tensione indotte. La formazione di cavità da ritiro interdendritiche è favorita dall'impiego di leghe con un intervallo di solidificazione ampio, o nel caso di un raffreddamento a partire dal fuso con bassi gradienti di temperatura.

La lega A356 possiede un intervallo di solidificazione ridotto, che permette di solidificare e raffreddare il getto in modo direzionale. In questo caso le cavità da ritiro che verranno a formarsi avranno forma maggiormente allungata anziché sferica, con una distribuzione fine ed uniforme. La severità e complessità del fenomeno viene ad aggravarsi nel caso di getti con forme geometriche complesse, variazioni di spessore e sezione e nella velocità di solidificazione. Anche caratteristiche di alimentazione scarse della lega ed eventuali limitazioni nel processo di solidificazione e raffreddamento direzionali incrementano l'incidenza di questo difetto sulle proprietà meccaniche. Tali vuoti variano con la radice quarta della pressione, quindi anche incrementando la spinta sul metallo si otterrebbe un beneficio limitato. Campbell ha diviso in 5 tipologie i meccanismi di alimentazione (figura 1.33): in particolare, l'alimentazione interdendritica è la più difficoltosa. Il proseguire di un'alimentazione corretta tra le dendriti già formatesi solitamente diviene via via più complicato fino alla formazione di cavità nelle zone interdendritiche.

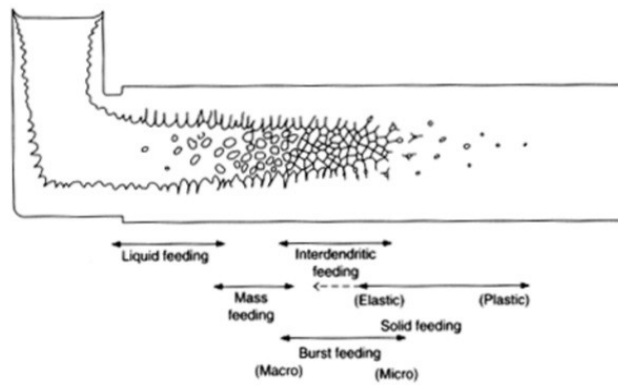


Figura 1.33 – Meccanismi di alimentazione individuati da Campbell.

In generale la porosità può essere classificata attraverso la dimensione dei pori e delle cavità che vengono a formarsi: fino a circa $100\ \mu\text{m}$ di dimensione, tali difetti si indicano come microporosità; al di sopra di $100\ \mu\text{m}$ si è soliti parlare di macroporosità. Raramente le porosità presenti nel materiale sono difetti perfettamente sferici; nella maggior parte dei casi il gas che segrega si trova attorniato da liquido in fase di solidificazione per cui il vuoto risultante tenderà ad assumere la forma di ciò che sta attorno (figure 1.34 e 1.35). In casi pratici risulta difficile distinguere tra porosità da gas e cavità da ritiro; più spesso si ha una combinazione dei due difetti (figura 1.36). Solo quando il sistema di alimentazione non svolge correttamente la sua funzione è più semplice individuare le cavità da ritiro.

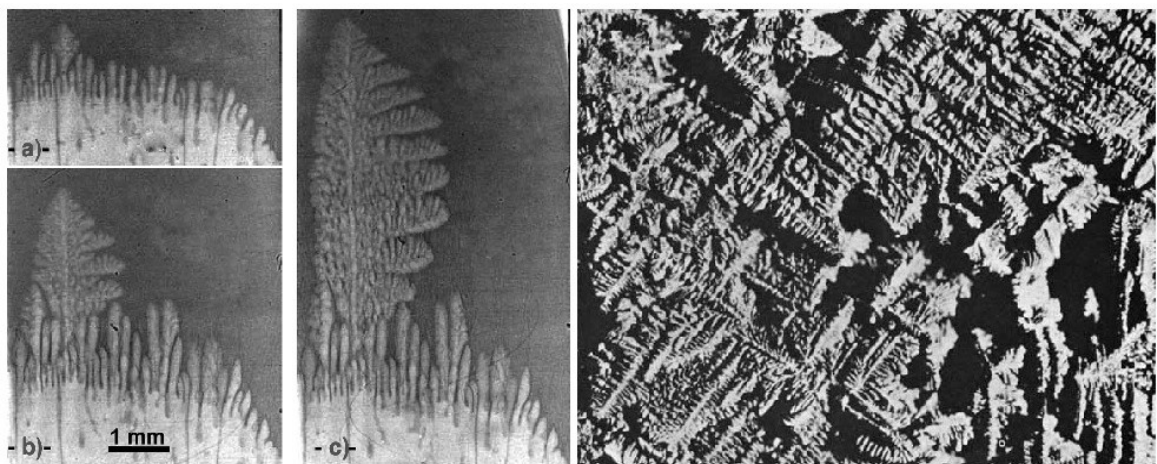


Figura 1.34 – Nella sequenza di immagini a sinistra è riportato l'accrescimento dendritico. Nell'immagine a destra, un tipico caso di cavità da ritiro con il profilo dei difetti che segue l'andamento delle dendriti.

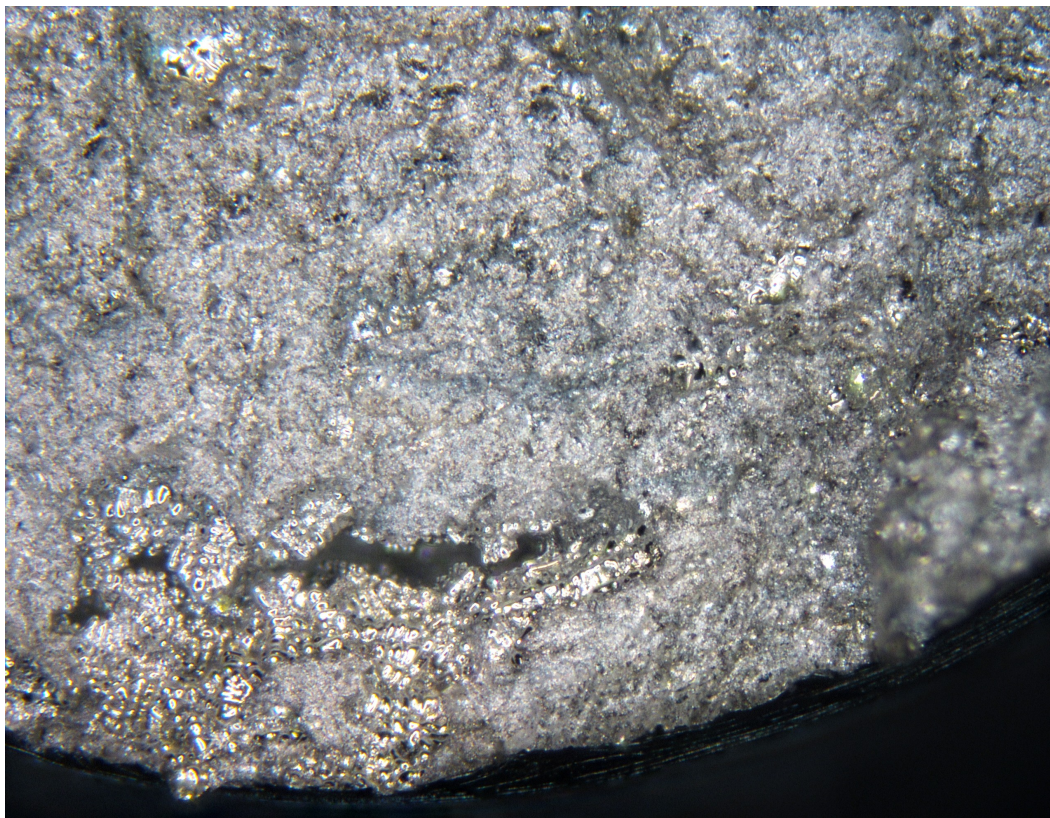


Figura 1.35 – Immagine acquisita al microscopio ottico di una cavità da ritiro su superficie di frattura. Si noti la struttura dendritica. Livello di ingrandimento 40x.

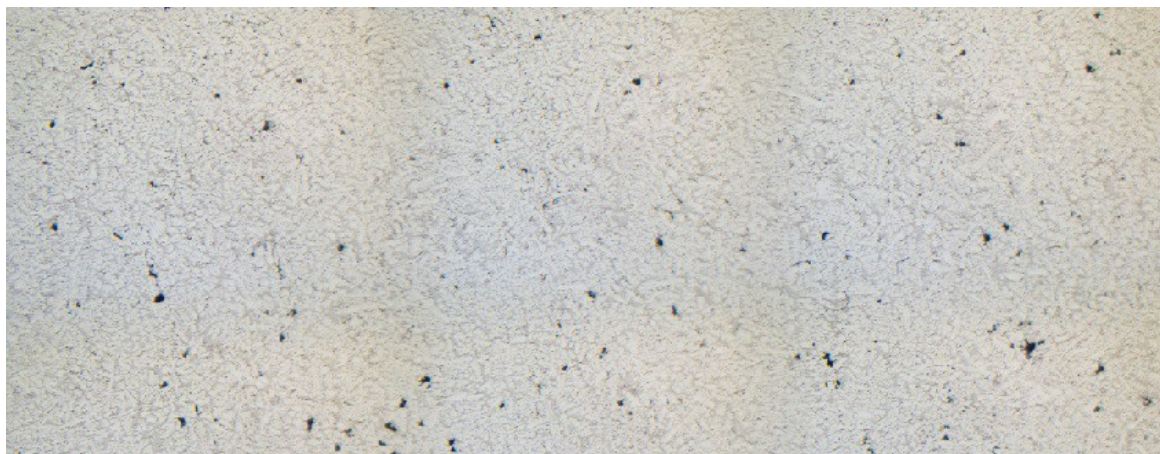


Figura 1.36 – Superficie lucidata di un cerchio in lega d'alluminio Al Si 7 Mg 0,3, zona mozzo. Si noti la presenza di cavità da ritiro, porosità da gas e difetti misti di entrambe le tipologie. Immagine acquisita al microscopio ottico, livello d'ingrandimento 8x.

La porosità si forma in seguito all'azione combinata dell'idrogeno presente in lega e del ritiro per mancata alimentazione in azione, o di uno soltanto dei fattori. L'accrescimento avviene in accordo con la seguente formula:

$$P_g + P_s \geq P_{atm} + P_H + P_{Ts}$$

In questa espressione P_g è la pressione di equilibrio del gas disciolto, P_s è la caduta di pressione dovuta al ritiro in solidificazione, P_{atm} è la pressione atmosferica, P_H è la pressione dovuta alla spinta metallostatica e P_{Ts} è la pressione dovuta alla tensione superficiale all'interfaccia tra liquido e porosità. La relazione indica che vi sarà un accrescimento della porosità nel momento in cui la pressione interna riesce a superare la tensione superficiale dell'interfaccia. L'alluminio liquido viene spinto con il supporto delle segregazioni che aumentano il contenuto locale di idrogeno. In generale, l'accrescimento delle porosità può avvenire in accordo con due meccanismi: nel caso di un getto con sufficiente alimentazione la crescita viene controllata dal tasso di deposizione del gas, mentre nel caso di scarsa alimentazione il tasso di crescita è controllato sia dal ritiro che dalla deposizione di H in azione combinata.

Un incremento della velocità di solidificazione comporta la riduzione della dimensione dei pori, aumentandone allo stesso tempo il numero all'interno del getto: è stato dimostrato che a basse velocità di solidificazione (circa 10 °K/s) il poro avrà forma sferica. Innalzando la velocità i pori cresceranno lungo i bracci primari delle dendriti lungo i bordi grano, mentre con elevate velocità di solidificazione (circa 47 °K/s) i pori saranno presenti anche tra i rami secondari delle dendriti assumendo dimensioni limitate

Per quanto riguarda le proprietà meccaniche, vi sarà in particolare una riduzione dell'allungamento a rottura e della resistenza a fatica all'aumentare del contenuto di porosità da gas e cavità da ritiro. Il getto accuserà anche una diminuzione della tenuta a pressione e della qualità superficiale. Anston e Gruzleski riportano il doppio ruolo di tali tipologie di difetto: riduzione dell'area portante ed intensificazione delle tensioni (siti di nucleazione per cricche a fatica). Gli studi condotti sull'argomento da Herrera e Kondic (1977) e da Surappa (1986) riportano una migliore correlazione tra i dati di resistenza meccanica (in particolare, riduzione della resistenza a trazione) e la lunghezza o dimensione dei pori proiettati sulla superficie di frattura (anziché il volume medio occupato dai difetti all'interno del campione, calcolato a partire dalla misura della densità); inoltre i getti da fonderia analizzati mostrano una diminuzione di resistenza a trazione più elevata del previsto (valutando la superficie occupata da pori) quando le porosità presenti sono di dimensioni elevate. Griffin (2003) riporta che l'effetto negativo sulla tensione ultima a rottura, allungamento a rottura e proprietà di resistenza a fatica è significativo anche con piccole quantità complessive di porosità.

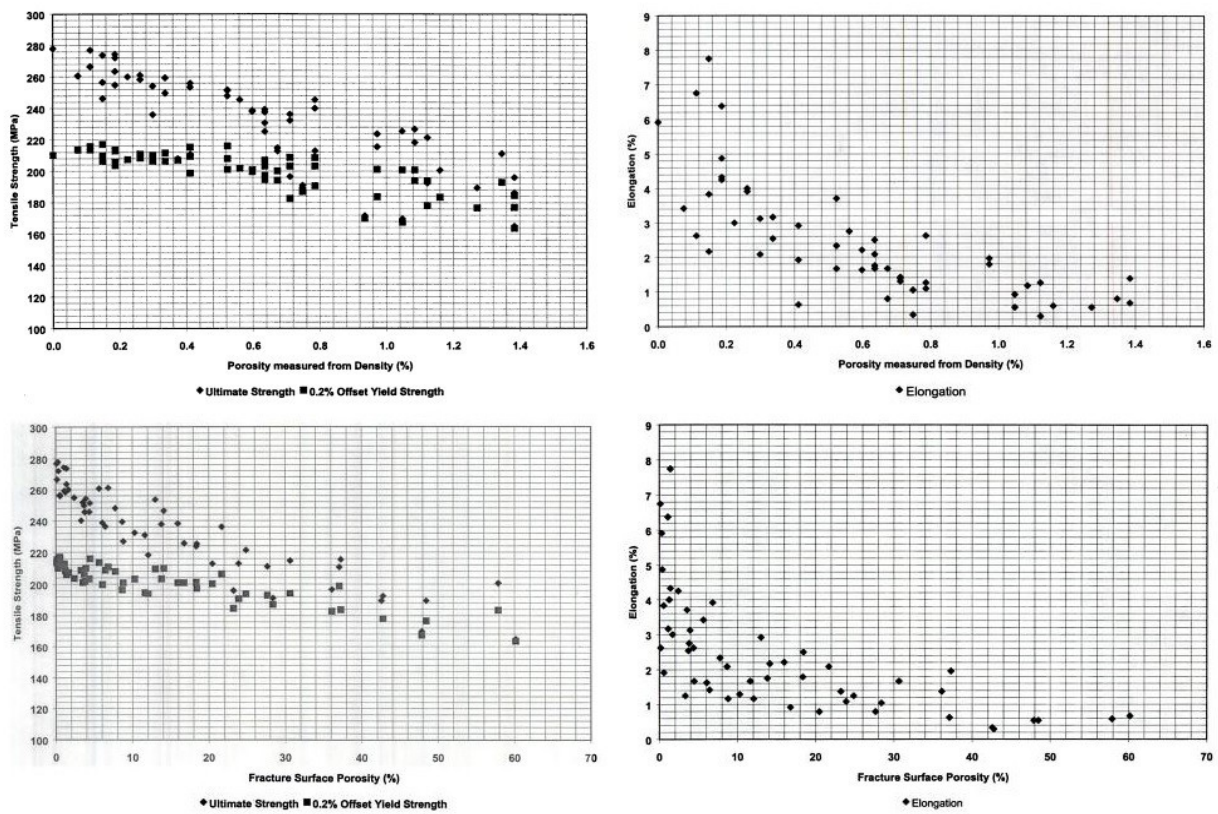


Figura 1.37 – In alto: tensione a rottura e allungamento di campioni in lega d'alluminio A356 in funzione del volume occupato da porosità e cavità all'interno del materiale analizzato. In basso: le stesse proprietà meccaniche valutate in relazione all'area occupata da porosità e cavità sulla superficie di frattura; in questo caso la correlazione tra proprietà meccaniche e difetti considerati è migliore.

1.11 Film e bi-film d'ossido

Le inclusioni sono costituite da materiali estranei, non appartenenti alla lega che costituisce il getto e quindi non disciolti all'interno dello stesso. Si possono avere inclusioni solide, liquide, o flussi.

Le inclusioni non metalliche sono le più dannose per la resistenza meccanica delle leghe d'alluminio, inoltre provocano una riduzione di altre caratteristiche tecnologiche quali la lavorabilità, la resistenza a corrosione, ecc. Le dimensioni variano da pochi μm a qualche mm.

Type	Form	Density (ρ_p g/cm ³)	Dimensions (μm)	MP (°C)
<u>Oxides</u>				
MgAl ₂ O ₄ (spinel)	Particles, skins, flakes	3.60	0.1-100, 10-5000	2825
Al ₂ O ₃ (corundum)	Particles, skins	3.97	0.2-30, 10-5000	2047
MgO	Particles, skins	3.58	0.1-5, 10-5000	2115
SiO ₂	Particles	2.66	0.5-30	1650
CaO	Particles	3.37	<5	2630
<u>Carbides</u>				
Al ₄ C ₃	Particles, clusters	2.36	0.5-25	2100
SiC	Particles	3.22	0.5-5	2540
<u>Borides</u>				
TiB ₂	Particles, clusters	4.5	1-30	2790
AlB ₂	Particles	3.19	0.1-3	2160
<u>Nitrides</u>				
AlN	Particles, skins	3.26	10-50	2227
<u>Other</u>				
Chlorides and salts (CaCl ₂ , NaCl, MgCl ₂)	Liquid droplets	1.9-2.2	0.5-1	712-800
Fluorides (cryolite)	-	2.9-3.0	-	1000
Sludge Al(FeMnCr)Si	-	>4.0	-	-
<u>Ultrafine gas bubbles</u>	-	-	10-30	-
Argon bubbles	-	-	-	-
N ₂ bubbles	-	-	-	-
<u>Intermetallics</u> (TiAl ₃ , TiAl, NiAl, Ni ₃ Al)	Particles, clusters	-	10-100	-

Tabella 1.3 – Tipi di inclusioni riscontrabili in leghe d'alluminio.

Tra le inclusioni riportate nella tabella 1.3 gli ossidi sono i più facilmente presenti all'interno dei getti vista l'affinità dell'alluminio liquido con l'ossigeno. Possono differenziarsi a seconda del tempo di ossidazione, della temperatura del bagno, e dello spessore e morfologie raggiunte. Gli ossidi possono formarsi durante le operazioni di fusione di pani e lingotti, oppure durante il rimescolamento di diversi tipi di alluminio per la carica del forno fusorio (aspetto facilitato dall'impiego di alluminio secondario di vario genere, sia sotto forma di lingotti che come sfridi di lavorazione): in questi casi la pellicola superficiale di film d'ossido tende a rimanere intrappolata nell'alluminio liquido in seguito alle operazioni di carica (figura 1.38). Gli ossidi possono inoltre essere presenti nei getti perché formati durante le operazioni di versamento e trasferimento dell'alluminio liquido, e durante il riempimento dello stampo.

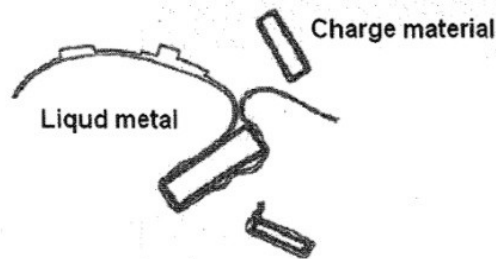


Figura 1.38 – Intrappolamento nel bagno di lega del film d'ossido superficiale di lingotti.

Gli ossidi, quindi, sono presenti nel materiale sia come inclusioni endogene nate nel bagno e derivanti dall'ossidazione superficiale del metallo fuso, sia come inclusioni esogene provenienti dalla lega usata per caricare i forni. L'alluminio fuso è particolarmente reattivo e tende, più di altri metalli, ad ossidarsi a contatto con l'ossigeno dell'atmosfera. Si crea quindi nel metallo fuso uno strato superficiale di ossido d'alluminio (allumina) di composizione chimica Al_2O_3 che, per effetto della turbolenza superficiale della massa fusa durante la movimentazione, può rimanere in certi casi intrappolato all'interno di essa. In particolare la sottile pellicola superficiale tende a ripiegarsi su se stessa, in misura maggiore in presenza di turbolenza superficiale, creando una discontinuità che è nota come bi-film nel caso in cui si abbiano due porzioni di ossido affacciate tra loro (figura 1.39). Questi film rimangono intrappolati all'interno della massa fusa costituendo entità estranee alla matrice metallica del getto.

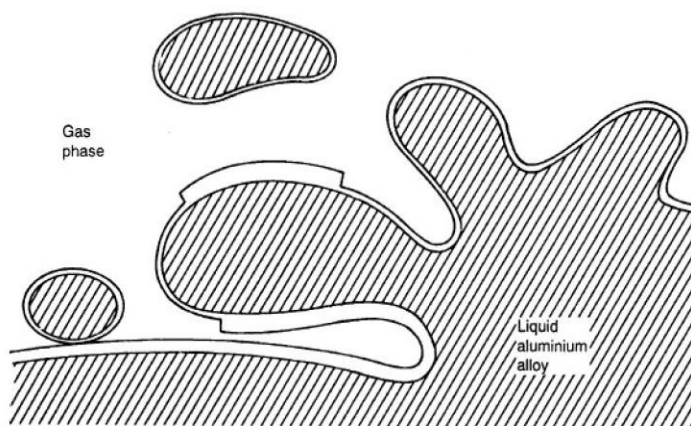
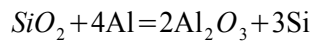
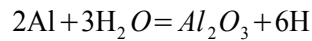


Figura 1.39 – Dinamica della formazione di un bi-film d'ossido: il film di rivestimento, per effetto della turbolenza superficiale, rimane intrappolato all'interno del fuso. Si noti lo spessore variabile del film.



La prima delle due relazioni chimiche evidenzia come alluminio e acqua portino alla formazione di ossido d'alluminio e idrogeno, entrambi difetti dannosi per l'integrità del getto. La seconda riporta l'estrazione dell'ossigeno da altri ossidi, come la silice nei refrattari.

I film e bi-film d'ossido riducono la fluidità della lega e interrompono la continuità della matrice metallica nel getto solidificato, limitandone le caratteristiche meccaniche (figura 1.40, a sinistra). Favoriscono inoltre la nucleazione di cricche a fatica in quanto inducono una locale concentrazione di tensione. In particolare all'aumentare delle dimensioni di tali film d'ossido la vita a fatica si riduce, come evidenziato dall'immagine a destra della figura 1.40.

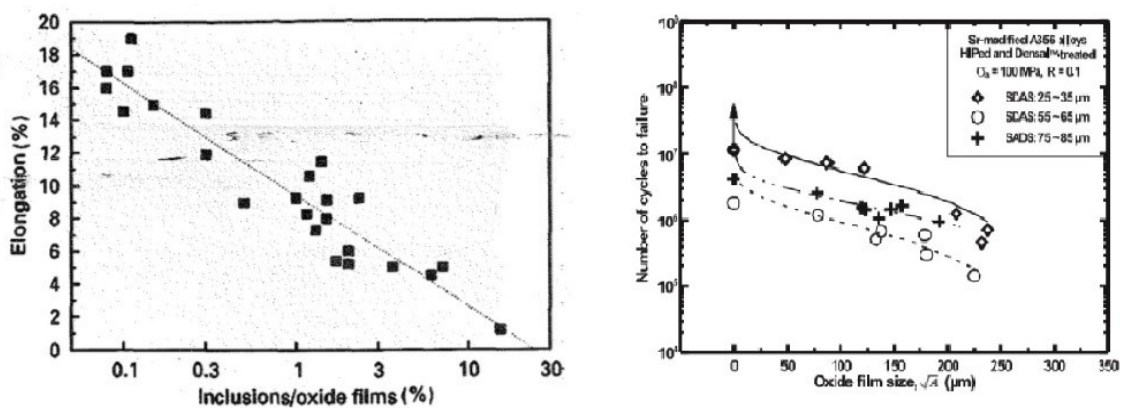


Figura 1.40 – Il grafico a sinistra riporta l'allungamento percentuale a rottura in funzione dell'area percentuale occupata da ossidi sulla superficie di frattura. A destra, andamento della vita a fatica al variare della dimensione del film d'ossido che innesca la rottura.

In leghe destinate a trattamento come la A356 (Al-Si-Mg, vale anche per Al-Si-Cu ed altre ancora) gli ossidi, contrastando le variazioni di volume richieste dalla solubilizzazione o tempra, generano microcricche e si accrescono a causa delle temperature elevate se posti in prossimità della superficie del getto. Gli ossidi hanno un'influenza negativa sia in presenza di sollecitazioni affaticanti, con riduzione della vita utile del getto, sia nel caso di comportamento meccanico statico provocando abbassamenti sulla resistenza a trazione e allungamento a rottura. L'effetto sul comportamento del materiale è simile a quanto registrato per porosità da gas e cavità da ritiro; in assenza di le caratteristiche meccaniche sono regolate dalla microstruttura.

1.12 Formazione dei film d'ossido

In generale i film d'ossido si formano in seguito all'esposizione dell'alluminio liquido all'atmosfera contenente ossigeno. La reazione avviene in pochi millisecondi, con formazione del primo sottile strato superficiale di Al_2O_3 sulla superficie libera dell'alluminio fuso. Il film sarà inizialmente amorfo a causa della distribuzione disordinata degli atomi nel liquido. L'allumina si comporta da strato protettivo ed impermeabile alla diffusione di alluminio e ossigeno in virtù della bassa mobilità strutturale. Un fattore che limita la mobilità della specie diffondente in un materiale amorfo è l'assenza di percorsi di diffusione preferiti, come invece può essere il bordo grano. La struttura del film amorfo è comunque instabile rispetto allo stato cristallino e con il giusto tempo a disposizione, vi sarà nucleazione e crescita di una struttura cristallina a partire da quella amorfa preesistente. Dopo un'incubazione di 5-10 minuti a circa $750\text{ }^\circ\text{C}$ il film amorfo si sviluppa in una forma cristallina, quali possono essere la $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ o la $\eta\text{-Al}_2\text{O}_3$ (Haginoya e Fukusako, 1983; Impery, 1991). La trasformazione avviene tramite nucleazione e rapido accrescimento alla superficie di contatto tra strato d'ossido e alluminio liquido. Alcuni studiosi hanno supposto che l'allumina cristallina si accresca lateralmente e verticalmente grazie alla costante ossidazione del metallo, e non attraverso la ricristallizzazione del film amorfo. Il fenomeno deve in ogni caso avvenire in presenza di un costante apporto di ossigeno dall'atmosfera: alla temperatura di $700\text{ }^\circ\text{C}$, infatti, la diffusione attraverso l'ossido è troppo limitata per garantire sufficiente ossigeno e permettere l'accrescimento. La fornitura di ossigeno è permessa da veri e propri percorsi nella struttura dell'ossido già formato: si tratta di piccoli canali aperti tra l'atmosfera e il bagno di fusione che consentono di mantenere la reazione tra alluminio e ossigeno. Questi percorsi possono essersi formati a partire da cricche, pori o zone della struttura del film “flessibili” o che hanno subito variazioni di volume al passaggio da alluminio liquido a ossido. Il modello sviluppato da Sleepy (1961) propone il passaggio di ioni di alluminio attraverso il film. Campbell (2000) ha argomentato un modello che appare più realistico e che prevede il passaggio dell'alluminio liquido per capillarità attraverso il film d'ossido precedentemente formatosi.

Dopo che le fasi cristalline $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ o $\eta\text{-Al}_2\text{O}_3$ si sono formate a partire dal film amorfo, esse sono soggette ad un'ulteriore transizione, con tempo e temperatura, alla fase $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ che è ancora una forma di organizzazione strutturale cristallina indicata come “corindone” (figura 1.41). Wilson e Connel (1980) suggeriscono che la trasformazione in $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ sia comunque difficile da realizzare poiché richiede una completa conversione della struttura e tempi e temperature di mantenimento molto elevate (nello studio condotto si indica un riscaldamento per più di un'ora oltre i $1200\text{ }^\circ\text{C}$). Altri lavori presenti in letteratura indicano che la trasformazione può avvenire anche a temperature

più vicine alla pratica industriale nel caso in cui il tempo di mantenimento sia più lungo; tracce di α - Al_2O_3 si possono per questo motivo notare anche nelle prime fasi del processo fusorio. Tale trasformazione nella struttura del film d'ossido comporta una riduzione volumetrica del 24% circa. Sembra essere questo il motivo che porta alla rottura locale del film d'ossido con ulteriore esposizione all'atmosfera, e conseguente accrescimento.

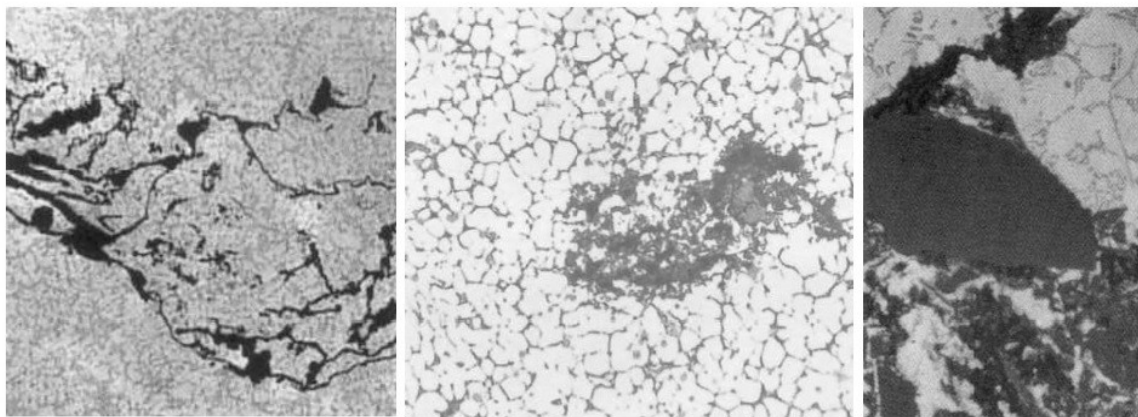


Figura 1.41 – Evoluzione della struttura del film d'ossido. A sinistra, film amorfo di Al_2O_3 : caratterizzato da uno spessore di pochissimi μm , rimane intrappolato nell'alluminio dopo pochi minuti dalla sua formazione ed inizio di accrescimento. Al centro, film cristallino γ - Al_2O_3 o η - Al_2O_3 con tipica morfologia spugnosa. A destra, ossido con struttura cristallina α - Al_2O_3 noto come corindone.

Volendo riassumere il processo di accrescimento del film, inizialmente si ha la formazione del primo strato di ossido, sottile e amorfo. Quindi avviene l'evoluzione verso la prima forma cristallina γ - Al_2O_3 o η - Al_2O_3 . Dato che sono sempre presenti danneggiamenti di vario tipo il metallo liquido sottostante riesce ad entrare di continuo in contatto con l'atmosfera percorrendo i capillari e i difetti di vario genere presenti nel film. Concedendo il tempo necessario, e con temperature di mantenimento del bagno sufficientemente elevate, vi è reazione con ossigeno per ulteriore formazione di allumina e transizione alla fase α - Al_2O_3 .

Se vi è la presenza di magnesio come elemento in lega la tendenza ad ossidarsi del metallo liquido aumenta rapidamente assieme al contenuto di questo elemento. Si avrà la formazione di ossido di magnesio MgO (“magnesia”) quando il contenuto è maggiore del 2% in peso perché l'ossido MgO ha un'energia libera di formazione minore del Al_2O_3 . Con tenori inferiori di Mg , tra lo 0,005% e il 2% in peso, si ha la formazione di un ossido misto noto come “spinello”: MgOAl_2O_3 . In funzione del contenuto di Mg la reazione di ossidazione inizia con la formazione di MgO amorfo, oppure MgAl_2O_4 , o Al_2O_3 che si trasformano in MgO cristallino, oppure MgAl_2O_4 , o film γ - Al_2O_3 . Con il progressivo esaurimento di Mg all'interfaccia ossido-metallo liquido il film d'ossido cambia composizione chimica da magnesia a spinello ad allumina. Le variazioni di volume che

accompagnano tali trasformazioni favoriscono ancora una volta l'insorgere di concentrazioni di tensione; il film è naturalmente soggetto a deformarsi e criccarsi.

La nucleazione e l'accrescimento dei film d'ossido sono controllati da diversi fattori quali la temperatura di mantenimento, le diverse percentuali di elementi in lega, l'umidità ambientale. La temperatura ha comunque il ruolo più importante in quanto accelera il processo di ossidazione dell'alluminio liquido. Elementi in lega diversi hanno effetti diversi sulla resistenza e sulla velocità di ossidazione in funzione del contributo sulla densità del film d'ossido e dell'influenza sulla mobilità ionica. In particolare Cu, Fe, Si, Mn hanno un effetto minimo sull'ossidazione del liquido mentre Mg, Na, Se, Ca provocano l'aumento del tasso di ossidazione. La resistenza del film d'ossido aumenta con il tempo di accrescimento e la temperatura del bagno di fusione. Elementi come Mg, Na, Se, Ca incrementano la resistenza del film mentre Be, Si, Ta, Sr la diminuiscono.

1.13 Morfologia dei film d'ossido

I film d'ossido differiscono per composizione chimica, spessore, resistenza e interazione con il fuso. Campbell descrive la morfologia dei film d'ossido suddividendoli in film giovani e film vecchi a seconda del loro spessore (tabella 1.4). L'inspessimento dei film d'ossido fu osservato da altri studiosi fin dagli anni '60; in particolare, Thiele (1962) riportò che dopo 5 secondi a 700 °C lo spessore del film d'ossido sulla superficie dell'alluminio liquido era di 24 nm con incrementi fino a 900 nm quando il metallo veniva mantenuto alla stessa temperatura per circa un'ora. Come detto, Campbell propone una classificazione completa a seconda dello spessore (2000). Egli stima inoltre il tasso di inspessimento del film d'ossido su lega di alluminio fusa in forno di mantenimento tramite la misurazione del peso del film, stabilendo una crescita di, circa, $7 \times 10^{-7} \text{ kg/m}^2/\text{s}$, vale a dire un ordine di grandezza più rapido rispetto alla crescita dei film protettivi sul metallo solido.

Tornando alla classificazione in funzione dello spessore, i film d'ossido giovani sono caratterizzati da uno spessore molto ridotto, al massimo di alcune centinaia di nm. La naturale morfologia fine e ripiegata è dovuta alle dinamiche di riempimento stampo del metallo liquido, e alla turbolenza superficiale immediatamente dopo la loro formazione. Sono costituiti da Al_2O_3 amorfa. I film d'ossido giovani, quindi, risultano formarsi durante il versamento o riempimento dello stampo e subito seguiti dall'inglobamento nella massa di alluminio fuso. Se la formazione del film non è associata all'intrappolamento nel bagno di fusione, gli ossidi giovani si inspessiscono tramite le

dinamiche di accrescimento che prevedono il contatto continuo del fuso con l'atmosfera attraverso cricche e difetti e divengono film d'ossido vecchi. I film d'ossido giovani sono molto sottili e possono quindi piegarsi, flettersi, fratturarsi; parti del film possono rimanere intrappolate all'interno dell'alluminio. I film d'ossido vecchi possono essersi formati nelle diverse fasi del processo di fusione. Possono derivare dal sottile rivestimento protettivo dei lingotti originariamente impiegati per la carica dei forni fusori, sia d'alluminio primario (processo a celle elettrolitiche) che secondario. Possono inoltre essersi formati in seguito alla reazione tra il bagno di lega fusa e l'atmosfera, o il rivestimento refrattario dei forni, durante le operazioni di fusione di alluminio secondario sotto forma di truciolo e scarti, durante il semplice mantenimento della lega in siviera, in seguito al versamento o travaso, nelle operazioni di trasferimento. I film d'ossido vecchi possono inoltre essere più facilmente presenti nei getti con lunghi tempi di solidificazione. Essi sono stabili nel bagno di lega fusa e, se non vengono presi provvedimenti per la pulizia del metallo, possono rimanere all'interno della lega fino a solidificazione avvenuto. Esempi di diverse morfologie sono riportati nella figura 1.42.

Type of film	Growth time	Thickness (μm)	Description	Reference
Young oxide films	<0.01 s	0.056 – 0.127	Observed only as change in apparent colour of melt surface	[Agema 1989]
	0.01-1 s	0.05 – 0.50	Delicate, transparent, thin film, with sharp creases or wrinkles	[Divandari and Campbell 2001]
Old oxide films	10 s to 1 min	10	Flexible, extensive films	[Campbell 2000]
	10 min to 1 hr.	100	Thicker films, less flexible	[Campbell 2000]
	10 hr. to 10 days	1000	Rigid lumps and plates	[Campbell 2000]

Tabella 1.4 – Classificazione dei film d'ossido a seconda dello spessore. Si noti la distinzione tra film d'ossido giovani e film d'ossido vecchi.

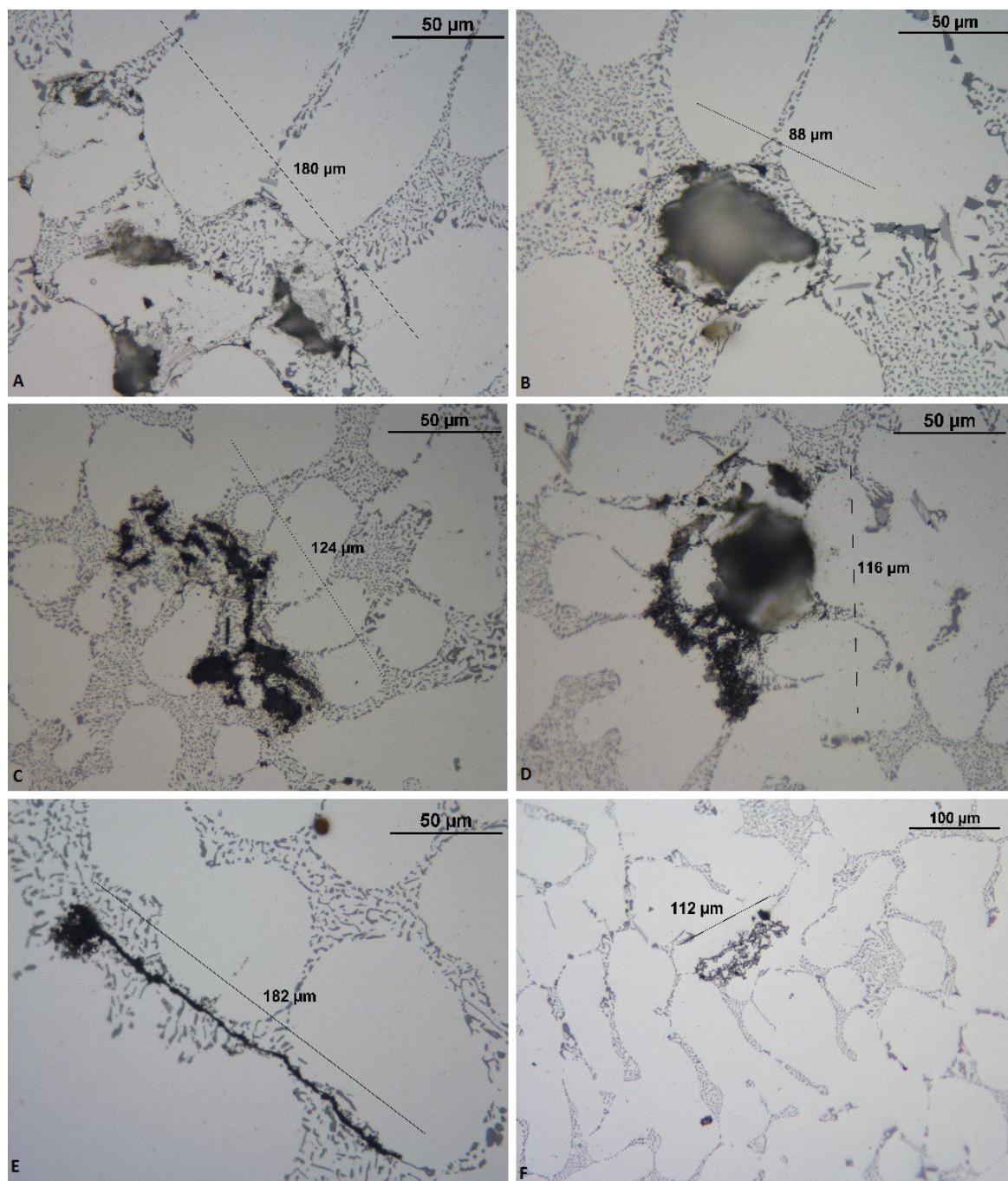


Figura 1.42 – Diverse morfologie di film d'ossido. A) Film d'ossido giovane. B) Film d'ossido giovane collegato a porosità. C) Film d'ossido vecchio. D) Film d'ossido vecchio collegato a porosità. E) Film d'ossido con sviluppo lineare. F) Film d'ossido ripiegato su se stesso. La distinzione tra film d'ossido giovani e film d'ossido vecchi, fatta in base allo spessore del film, è riportata per esteso in Tabella 1.4.

1.14 Trascinamento e intrappolamento di film d'ossido all'interno del metallo fuso

Il film d'ossido superficiale sulla lega d'alluminio liquida agisce come protezione nei confronti di una eccessiva ossidazione o diffusione di gas all'interno del bagno. Il film d'ossido non è pertanto dannoso finché continua a rimanere interamente sulla superficie di contatto tra metallo e atmosfera. La formazione di difetti (figure 1.43 e 1.44) si verifica solo quando parti del film divengono sommerse.

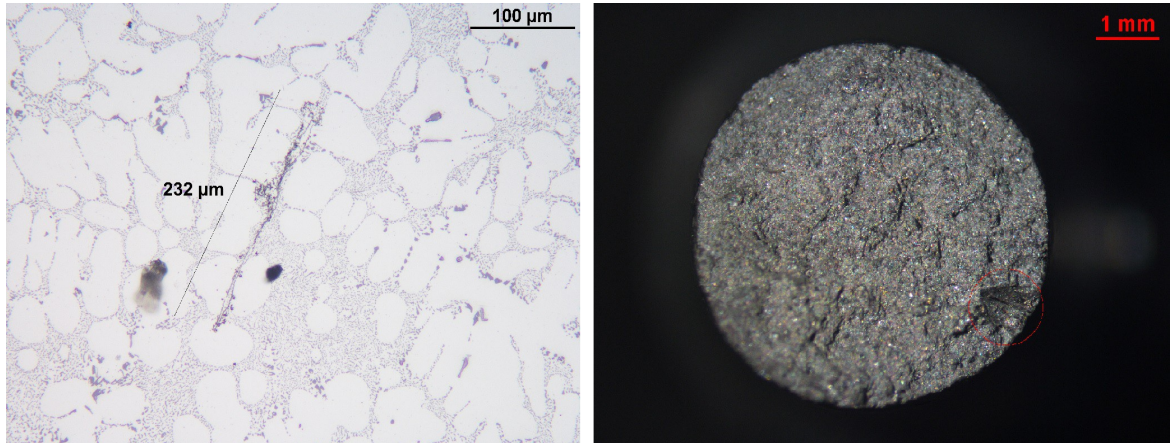


Figura 1.43 – Sulla sinistra, film d'ossido osservato al microscopio ottico; a destra, “pelle” d'ossido sulla superficie di frattura di un provino osservata allo stereomicroscopio. Sia queste immagini, sia quelle riportate in Figura 1.42 sono relative a film d'ossido all'interno di leghe Al-Si da fonderia.

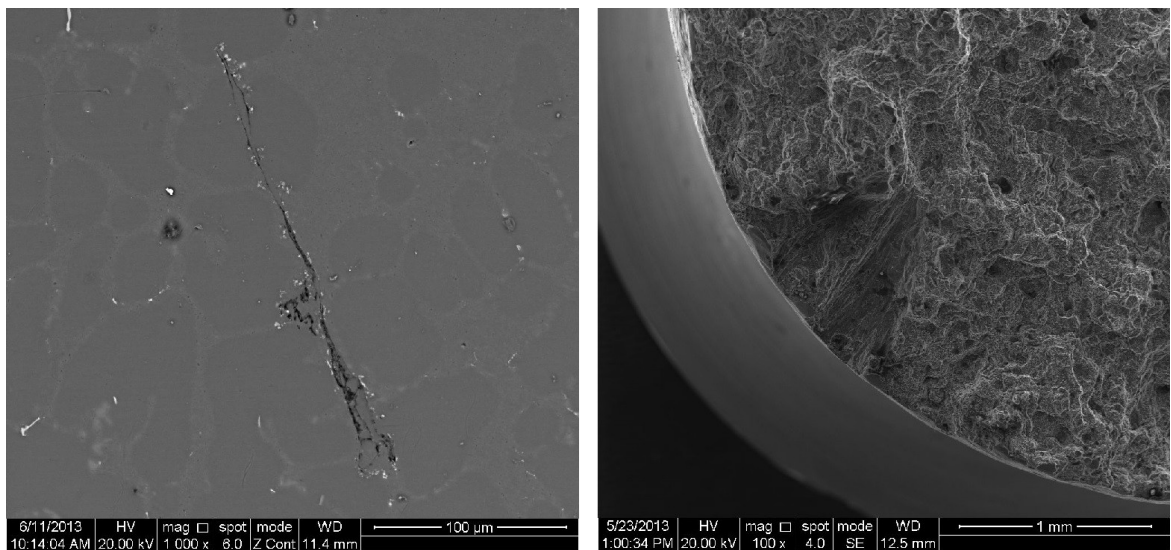


Figura 1.44 – Micrografie ricavate al microscopio a scansione elettronica degli stessi ossidi di Figura 1.43.

Durante il versamento della lega, ad esempio dal forno alla siviera, oppure durante l'agitazione della lega all'interno del forno per operazioni di carica o scorifica, o ancora durante la movimentazione delle siviere di trasferimento, il film d'ossido superficiale può essere rotto o piegato su se stesso dalla turbolenza superficiale ponendo a contatto tra loro le zone asciutte precedentemente orientate

verso l'ambiente esterno (il film superficiale è piuttosto sottile, quindi dotato di elevata deformabilità che consente di ottenere diversi piegamenti completi su se stesso della stessa porzione di ossido). Il film piegato su se stesso tenderà ad intrappolare gas e aria al suo interno, trascinando il tutto all'interno della massa fusa. Il lato del film inizialmente a contatto con il bagno di fusione è ben bagnato dall'alluminio; il lato opposto, "interno" al bi-film, è a contatto con una miscela di O_2 , N_2 , Ar, e altri elementi. Quando il getto, contenente al suo interno difetti di questo tipo, arriva a solidificare, i lati bagnati del bi-film risultano essere fortemente legati al metallo mentre i lati asciutti e separati dalla miscela formano una cricca all'interno dell'alluminio. In seguito alla solidificazione il comportamento meccanico del difetto è simile a quello di una cricca, con l'apice che sotto sforzo tenderà ad aprire una via di propagazione. Tale difetto è noto come bi-film d'ossido. In aggiunta alla dinamica di intrappolamento dei film d'ossido all'interno della lega fusa per effetto della turbolenza superficiale, Campbell ha proposto alcune teorie legate all'azione svolta da H, crescita delle dendriti, crescita degli intermetallici e nucleazione delle cavità da ritiro per spiegare il "disaggregamento" di film già piegati su se stessi, e che vanno a riacquisire una geometria distesa all'interno del getto.

E' possibile comunque affermare che l'intrappolamento dei film d'ossido all'interno del bagno di lega avviene a causa non solo della turbolenza superficiale, ma anche in operazioni di versamento, in seguito ad "allagamento" del film superficiale ricoperto da ulteriore alluminio liquido, e in seguito all'azione di bolle da gas. L'effetto combinato di queste dinamiche rende difficile prevedere il numero e la posizione degli ossidi all'interno di un getto in lega d'alluminio.

La turbolenza superficiale è con tutta probabilità il modo più comune per avere immersione e intrappolamento del film d'ossido. Il film protettivo del bagno di lega può facilmente essere compresso e piegato (anche all'interno di cavità stampo con forti variazioni di sezione o cambi improvvisi della direzione del flusso) dalla turbolenza superficiale (figura 1.45). Durante operazioni quali versamento con annesso "splash" e mescolamento, il film d'ossido superficiale può essere rotto e in conseguenza di ciò avviene la formazione di nuovo film per via della continua esposizione all'atmosfera dell'alluminio liquido. Tutte queste azioni piegano la superficie dell'ossido e comportano inoltre il suo intrappolamento nel fuso.

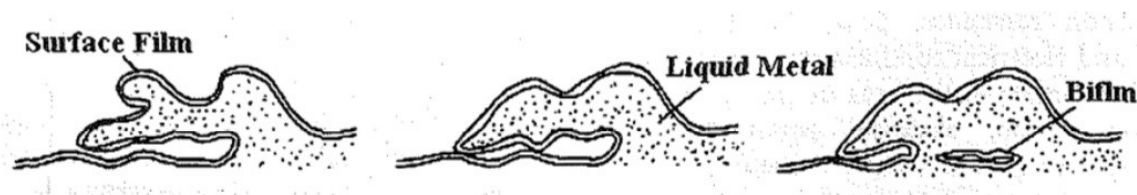


Figura 1.45 – Insorgere di turbolenza superficiale durante la movimentazione dell'alluminio fuso. Si noti la progressiva formazione di un bi-film che rimane inglobato nel bagno di lega, con formazione di nuova pellicola superficiale.

Per evitare l'insorgere di turbolenza superficiale si deve evitare che la velocità del fronte liquido superi un certo valore critico; questo vale per tutte le fasi del processo di fonderia che prevedono la movimentazione dell'alluminio liquido. Se ciò succede, si avrà la rottura del film provocata da singole gocce o vere e proprie onde di metallo. Campbell definisce la turbolenza superficiale a partire da una grandezza adimensionale, il numero di Weber (We), impiegata solitamente in fluidodinamica nel caso di superfici di separazione tra due fluidi. Si tratta di un rapporto tra la pressione interna esercitata sulla superficie del metallo liquido e la tensione superficiale.

$$W_e = \frac{\rho * L * V^2}{\gamma}$$

Nell'espressione, ρ rappresenta la densità del liquido. L indica la lunghezza della zona superficiale considerata, V è la velocità del liquido e γ la tensione superficiale del metallo. Se la pressione interna del liquido agente sulla superficie è inferiore al contributo della tensione superficiale, si avrà $We < 1$: in questo caso il fronte di avanzamento del metallo liquido non sviluppa turbolenza superficiale. Se la pressione interna è sufficientemente elevata da garantire $We = 1$, oppure $We > 1$, allora la superficie dell'alluminio, in fase di caduta dal forno in siviera, durante la movimentazione o riempimento dello stampo presenterà turbolenza. All'aumentare del valore assunto dal numero di We , aumenta il contributo della pressione interna rispetto alla tensione superficiale portando a una maggiore turbolenza con effetti negativi sulla qualità e pulizia della lega. Quando $We = 1$, la pressione interna agente sul film d'ossido superficiale eguaglia la tensione superficiale: si tratta della condizione critica di limite tra i due comportamenti del metallo in superficie. A partire dalla condizione di equivalenza tra i due contributi, quello dovuto alla pressione interna del metallo e quello dovuto alla tensione superficiale, si ricava la velocità critica per la quale si inizia ad avere turbolenza superficiale:

$$\frac{\rho * V^2}{2} = \frac{2 * \gamma}{r}$$

si procede ricavando la velocità:

$$\rightarrow V_{crit} = 2 * \left(\frac{\gamma}{r * \rho} \right)^{\frac{1}{2}}$$

Halvare e Campbell (1997) hanno indicato in 0,5 m/s la velocità critica per avere turbolenza superficiale in leghe d'alluminio; sempre Campbell suggerisce una velocità ottimale del fronte liquido compresa tra 0,35 m/s e 0,5 m/s: tali valori consentono di evitare l'insorgere di turbolenza superficiale.

All'aumentare dell'altezza di versamento dell'alluminio liquido (ad esempio, durante il travaso dal

forno impiegato per la fusione dei lingotti alle siviere di trasferimento) la superficie dell'ossido aumenta il suo sviluppo, accompagnando la caduta della lega. Sul bacino in cui viene effettuato il versamento si ha la formazione di un “anello” di film d'ossido; aumentando ancora l'altezza e, quindi, la velocità di caduta le pieghe del film provocano il suo parziale trascinarsi all'interno del bagno di fusione (figura 1.46).

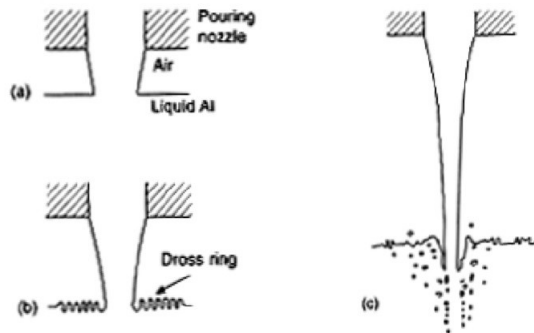


Figura 1.46 – Introduzione di film d'ossido in lega nel caso di altezza di versamento eccessiva. Il fenomeno è dovuto al raggiungimento della velocità critica da parte del fronte liquido, con sviluppo di turbolenza superficiale.

Si ha allagamento superficiale del film d'ossido quando un nuovo fronte di alluminio liquido si adagia sul metallo sottostante; i film di rivestimento superficiali del metallo in caduta e della lega presente nel forno giungono a contatto creando film e bi-film d'ossido all'interno dell'alluminio.

L'intrappolamento dei film d'ossido infine può avvenire nel caso in cui bolle contenenti gas all'interno del metallo si muovano verso la superficie dell'alluminio fuso; il percorso fatto dalla singola bolla diviene una zona di probabile nascita di bi-film (figura 1.47).

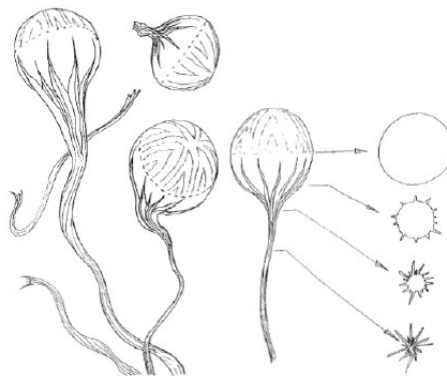


Figura 1.47 – Nascita di film e bi-film d'ossido interni al fuso in seguito al movimento di bolle.

1.15 Effetti dei film d'ossido sulle proprietà meccaniche

Alle temperature impiegate nei processi di fusione e colata delle leghe d'alluminio i film d'ossido sono chimicamente stabili. L'ossido intrappolato in via definitiva nel getto agisce da cricca e discontinuità del materiale; l'eliminazione totale di questa tipologia di difetti è attualmente

irrealizzabile viste le complesse dinamiche di formazione. Di conseguenza il comportamento meccanico (riduzione della resistenza statica e vita a fatica) dei getti è spesso imprevedibile, vista la difficile previsione del numero e tipologia di film d'ossido presenti all'interno del singolo getto.

E' stato riportato, negli studi condotti da Nyahumwa (1998), come i getti colati in presenza di turbolenza superficiale per effetto di una velocità del fronte di avanzamento liquido troppo elevata presentassero una combinazione di ossidi giovani, ossidi vecchi e porosità spesso associate a film d'ossido giovani. In particolare, Dai (2003) ottiene gli stessi risultati nel caso della lega Al Si 7 Mg, vale a dire presenza di film d'ossido frequentemente associati ad altri difetti quali porosità e cricche. Wang (2001) sottolinea la diminuzione delle caratteristiche meccaniche dei getti, accompagnata dall'incremento delle dimensioni degli ossidi nel getto. Ancora Nyahumwa, in seguito ad un test eseguito su campioni di alluminio colati con filtraggio del metallo liquido e senza, identifica la presenza di cricche a fatica nucleate a partire da film d'ossido, con i film vecchi iniziatori di cricche sia nel metallo filtrato che non filtrato; tuttavia solo i campioni prodotti con lega d'alluminio non filtrata riportano difetti quali film d'ossido giovani collegati a porosità, ugualmente agenti da iniziatori di cricche. In particolare, la distribuzione di Weibull fatta a partire dai risultati dello studio per descrivere la vita a fatica indica gli ossidi giovani come più dannosi rispetto agli ossidi vecchi per il materiale.

Altri problemi, oltre alla riduzione di resistenza meccanica, provocati dai film d'ossido sono il peggioramento dell'alimentazione del getto e della fluidità della lega, la minore affinazione del grano con i film e bi-film che agiscono da “barriere” per lo sviluppo delle dendriti, la minor lavorabilità. Gli ossidi sono dunque dannosi perché riducono le proprietà sia direttamente, che indirettamente.

Uno studio realizzato da Liu e Samuel riporta l'effetto maggiormente deleterio sulle proprietà rispetto a quanto ipotizzabile a partire dalle inclusioni di altro tipo.

1.16 Tecniche di rimozione

Campbell (2001) suggerisce la tecnica del filtraggio del metallo liquido durante il processo di colata come miglior metodo per ridurre i film e bi-film d'ossido presenti nel getto. Il filtro deve essere posto nel sistema di alimentazione dello stampo, prima dell'ingresso in cavità. Altra tecnica valida è rappresentata dall'impiego di flussi disossidanti, i quali vanno utilizzati all'interno del forno e che portano sulla superficie del bagno di lega gli ossidi.

Bibliografia

Kittiphan Bangyikhan, Effects of Oxide film, Fe-rich phase, Porosity and their Interactions on Tensile Properties of Cast Al-Si-Mg Alloys. University of Birmingham, 2005.

Franco Bonollo, Prodotti metallici multi-funzionali e innovativi, L'alluminio e le sue leghe. Università degli Studi di Padova, 2010.

C. H. Caceres, B. I. Selling, Casting defects and the tensile properties of an Al-Si-Mg alloy. Materials Science and Engineering A 220, 109-116, Elsevier, 1996.

John Campbell, Castings. The New Metallurgy of Cast Metals. Second Edition. Elsevier LTD, 2003.

John Campbell, Richard A. Harding, Solidification Defects in Castings. University of Birmingham, 2007.

Sergio Consoli, Giorgio Muneratti, Metodologie ed impianti di trattamento della lega liquida: degasaggio e scorifica, affinazione e modifica. Foseco, Associazione Italiana di Metallurgia – Igiene delle leghe da fonderia, Rovigo 25-26 ottobre 2012.

J. R. Davis, Aluminum and Aluminum Alloys. ASM Specialty Handbook, 1993.

Ettore Di Russo, Atlante Metallografico Delle Leghe Di Alluminio Da Fonderia. Edimet, 1993.

Marisa Di Sabatino, Fluidity of Aluminum foundry alloys. Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, 2005.

G. Eisaabadi B, P. Davami, S. K. Kim, N. Varahram, Y. O. Yoon, G. Y. Yeom, Effect of oxide films, inclusions and Fe on reproducibility of tensile properties in cast Al-Si-Mg: Statistical and image analysis. Materials Science & Engineering, Elsevier, 2012.

L'alluminio e le sue leghe. Note generali e trattamento di fusione con prodotti Foseco. Foseco, Vesuvius, 2009.

J. Gilbert Kaufman, Elwin L. Rooy, Aluminum Alloy Castings. Properties, Processes, and Applications. American Foundry Society, 2004.

J. Gruzleski, B. Closset, The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys. American Foundrymen's Society Inc., 1990.

Andrea Morri, Correlazioni tra microstruttura e proprietà meccaniche ed effetto della permanenza in temperatura in leghe Al-Si-Mg ed Al-Cu trattate termicamente. Università Politecnica delle Marche, 2009-2010.

R. Gopalan, Narayan K. Prabhu, Oxide bifilms in aluminum alloy castings – a review. Materials and Science Technology vol. 27 n° 12, 2011.

Mark Jolly, Prof. John Campbell's Ten Rules for Making Reliable Castings. University of Birmingham, JOM, May 2005.

Lothar Kallien, Light Metals. GTA – Foundry Technology Institute Aalen, 2010.

Jer-Haur Kuo, Feng-Lin Hsu, Weng-Sing Hwang, Development of an interactive simulation system for the determination of the pressure-time relationship during the filling in a low pressure casting process. Science and Technology of Advanced Materials 2, 131-145, 2001.

Giorgio Muneratti, Metodo di mappatura della qualità dei bagni di leghe d'alluminio. Foseco Italia, XXXI Congresso di Fonderia, Vicenza, 26-27 ottobre 2012.

Jun Mo Park, Behaviours of Bifilms in A356 Alloy during Solidification: Developing Observation Techniques with 3-D Micro x-ray Tomography. University of Birmingham, 2009.

Bob Puhakka, The concept of quality in castings, FTJ November 2010.

M. Rosso, A. Montedoro, Trattamenti della lega fusa. Imer Rovigo, Associazione Italiana di Metallurgia – Igiene delle leghe da fonderia, Rovigo 25-26 ottobre 2012.

Luca Serpani, Laboratorio Quality Control Speedline srl.

A. Suardi, Modifica delle leghe alluminio – silicio. Valbrem spa Gruppo Mazzucconi, 2007.

Giulio Timelli, Caratterizzazione delle leghe da fonderia in funzione del processo. Università degli Studi di Padova, DTG – Sede di Vicenza, Associazione Italiana di Metallurgia – Igiene delle leghe da fonderia, Rovigo 25-26 ottobre 2012.

Giulio Timelli, Correlation between processing and quality of aluminum alloy castings. Università degli Studi di Padova, 2008.

George E. Totten, Kiyoshi Funatani, Lin Xie, Handbook of Metallurgical Process Design. Marcel Dekker, 2004.

George E. Totten, D. Scott Mackenzie, Handbook of Aluminum – Volume 1: Physical Metallurgy and Processes. Marcel Dekker, 2003.

Q. G. Wang, D. Apelian, D. A. Lados, Fatigue behaviour of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I – Effect of casting defects. Journal of light metals 1, Elsevier, 73-84, 2001.

Q. G. Wang, D. Apelian, D. A. Lados, Fatigue behaviour of A356/357 aluminum cast alloys. Part II – Effect of microstructural constituents. Journal of light metals 1, Elsevier, 85-97, 2001.

B. Zhang, M. Garro, C. Tagliano, Dendrite arm spacing in aluminum alloy cylinder heads produced by gravity semi-permanent mold. Metallurgical Science and Technology, vol. 21 n° 1, 2003.

CAPITOLO 2

Azienda e processo produttivo

2.1 Presentazione dell'azienda Speedline Srl



Figura 2.1 – Sede dell'azienda.

Speedline Srl è un'azienda con sede a Santa Maria di Sala (Ve) produttrice di cerchi in lega d'alluminio per il settore automotive. La politica aziendale è fondata su due aspetti principali: la forte personalizzazione del prodotto e la ricerca continua del livello qualitativo più alto in ogni fase del processo produttivo. I clienti dell'azienda sono alcune tra le case automobilistiche più prestigiose al mondo: Audi, Ferrari, Maserati, Porsche, Fiat, Lamborghini, Aston Martin tra le più note, per le quali Speedline equipaggia modelli sportivi e di lusso. La produzione al giorno d'oggi, diversamente da quanto accadeva in passato, è quasi interamente dedicata alle ruote da primo equipaggiamento; rimane tuttavia una fornitura dedicata al settore racing, ambito nel quale l'azienda è stata molto presente in passato vincendo complessivamente più di 70 titoli di Formula 1, rally, sport prototipi.



Figura 2.2 – Lancia Delta S4 (1986) e Ferrari 126 C2 (1982).

Attualmente l'azienda vanta un volume produttivo di 1'000'000 cerchi l'anno, occupando 500 dipendenti. Dal 2007 è entrata a fare parte del gruppo svizzero Ronal, il quale fa da capo complessivamente a 8 stabilimenti di produzione con 16 milioni di cerchi prodotti nel 2011.

Nel corso degli anni Speedline è riuscita ad introdurre novità tecnologiche, a grande beneficio del prodotto finale, che le hanno permesso di assumere un ruolo di attore primario nella fornitura di cerchi d'alta gamma: basti pensare in primis all'innovazione tecnologica della colata in bassa pressione seguita da trattamento termico; tale processo ha permesso un'orientazione del prodotto verso l'eccellenza tecnologica e la sua introduzione avvenuta nel 1978 è stata seguita nel giro di un decennio dalla stipulazione di accordi di fornitura con alcune delle case automobilistiche più importanti a livello globale, che durano tutt'ora: Ford, Alfa Romeo, Porsche, Audi, Mercedes, Honda sono tra i maggiori clienti con cui Speedline ha iniziato la sua collaborazione tra gli anni '80 e i primi anni '90. Altre innovazioni sono ben rappresentate dall'utilizzo della lega di Mg, inizialmente destinata alla colata di cerchi racing e progressivamente estesa anche a prodotti stradali fino al 2003, e la scelta di puntare con decisione alla tecnologia di lavorazione del flow-forming per ultimare la geometria del cerchio e modificare la microstruttura del materiale nella zona del canale su un'elevata percentuale della produzione.



Figura 2.3 – A sinistra, Ferrari F50. A destra alcuni cerchi prodotti attualmente da Speedline.

2.2 Il prodotto: il cerchio automobilistico in lega d'alluminio

Il prodotto realizzato è il cerchio in lega d'alluminio EN AC 42100 - Al Si 7 Mg 0,3 per il mercato automobilistico. Il cerchio è il componente principale del gruppo ruota, sul quale viene posto il pneumatico e che è collegato al mozzo mediante flangia con fissaggio tramite bulloni. La ruota è l'organo che collega attraverso i pneumatici gli assali al suolo. Il cerchio è un componente di "sicurezza" ed estetico. Deve garantire la stabilità del pneumatico e la resistenza a determinate sollecitazioni; allo stesso tempo deve possedere un aspetto accattivante e sportivo con finitura e verniciatura di alta qualità. In particolare, lo stile complesso delle ruote che equipaggiano le auto di lusso odierne sarebbe difficilmente riproducibile tramite lo stampaggio della ruota in acciaio: la lega di alluminio è molto più adatta a soddisfare tale esigenza, e la colata in bassa pressione è il processo fusorio che meglio si presta a realizzare tecnologicamente il prodotto. La ridotta velocità di colata impressa al metallo consente di limitare la formazione di difetti deleteri per la resistenza meccanica, che è l'altro aspetto d'importanza fondamentale del cerchio. Per questo motivo, si eseguono sul prodotto finito test sia statici che dinamici, su provette ricavate in varie zone o sul cerchio completo, sia da parte del produttore che dei clienti. Altri vantaggi ottenuti tramite l'impiego della lega d'alluminio rispetto all'acciaio sono la riduzione in termini di peso concessa dalla resistenza e rigidità specifiche molto elevate, la precisione dimensionale ottenibile e l'elevata capacità di smaltire il calore. Il modulo elastico e la densità, confrontati con quelli di altri materiali, sono riportati in tabella 2.1. Il modulo elastico specifico, particolarmente favorevole, consente di realizzare cerchi in lega d'alluminio dotati di una notevole rigidità torsionale, con vantaggi direttamente apprezzabili nella guida quali una superiore aderenza al manto stradale e un inserimento in curva più rapido e preciso.

Materiale	Densità [kg/dm ³]	Modulo elastico [MPa]
Acciaio	7,8	210
Ghisa	7,2	120
Lega d'alluminio	2,7	70
Magnesio	1,7	44
Titanio	4,5	196

Tabella 2.1 – Confronto riguardante la densità e il modulo elastico delle principali famiglie di materiali metallici.

Questi aspetti positivi non sono da valutare solo nell'ottica di un impiego sportivo, ma giovano anche nell'utilizzo di tutti i giorni portando un miglioramento nella sicurezza di guida. Il livello di precisione e qualità è garantito da continui controlli a campione dopo lavorazione meccanica, e sulla totalità della produzione ai raggi X. La migliore capacità della ruota in lega di dissipare calore

è permessa, oltre che dalle proprietà del materiale, anche dalla geometria a razze intervallate da ampie finestre che aumentano la superficie di scambio e consentono l'estrazione dell'aria calda dai freni.

2.3 La struttura del cerchio

E' possibile identificare nel cerchio le seguenti parti (figura 2.4):

- Mozzo
- Piano d'appoggio
- Razze
- Canale
- Bordo esterno
- Bordo interno

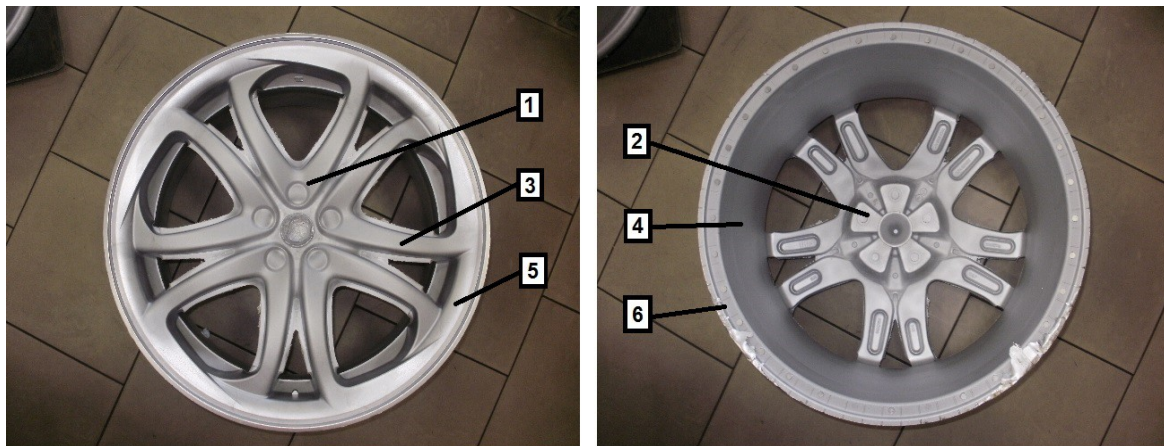


Figura 2.4 – 1) Mozzo; 2) Piano d'appoggio; 3) Razze; 4) Canale; 5) Bordo esterno; 6) Bordo interno.

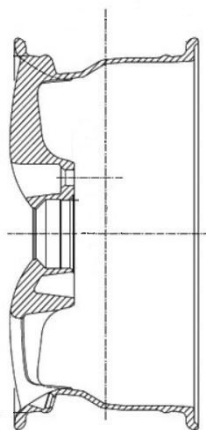


Figura 2.5 – Vista laterale in sezione di un cerchio. Si notano un foro di fissaggio, il foro centrale di calettamento e il foro valvola.

2.4 La progettazione del prodotto

2.4.1 Progettazione del cerchio: modellazione e analisi strutturale

L'ufficio tecnico riceve un “studio di stile” dal cliente. Viene fatta una prima analisi di fattibilità, a partire dalla geometria proposta, con il software di calcolo strutturale Pro-Meccanica il quale evidenzia lo stato tensionale di ogni zona del getto (figura 2.6). Se la geometria del cerchio è in grado di sopportare le sollecitazioni imposte e l'analisi ha esito positivo si procede con la modellazione dettagliata tramite il software pro-Engineer. Vengono realizzati i modelli in tre dimensioni del cerchio grezzo e finito ed i disegni tecnici di ruota e stampo. Eventuali problemi legati allo stile e alla geometria locale sono risolti tramite modifiche approvate dal cliente. Attualmente, gli stampi vengono realizzati in uno stabilimento dedicato del gruppo cui fa parte Speedline.

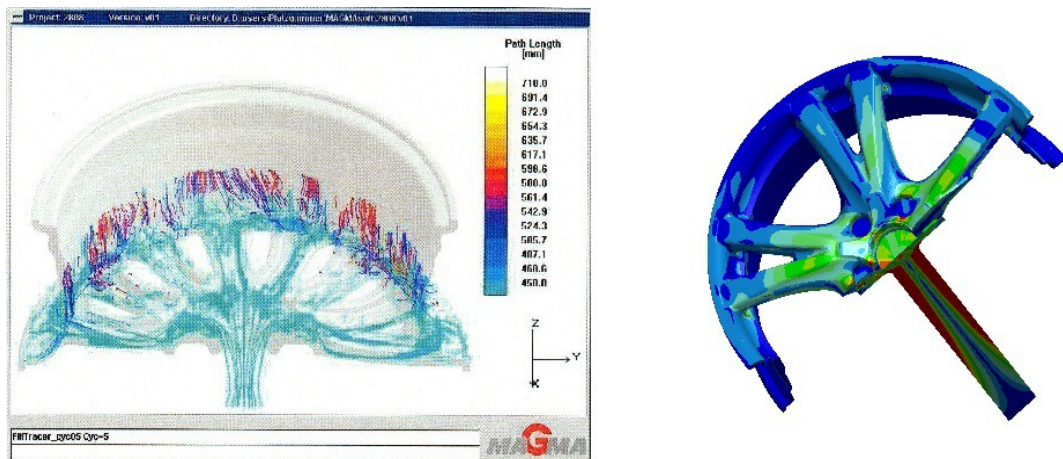


Figura 2.6 – Simulazione di riempimento stampo e fase preliminare di analisi strutturale al calcolatore.

2.4.2 Campionatura e test di laboratorio

Dopo aver approntato gli stampi e le attrezzature relative al processo produttivo di un cerchio inizia la campionatura. Si tratta della realizzazione di un lotto campione che viene svolta prima di iniziare la produzione di un nuovo codice o nel caso di modifiche ad un cerchio esistente. In fonderia si individuano i parametri ottimali di colata quali la velocità di riempimento dello stampo e l'entità dei vari raffreddamenti dello stampo. Parte del lotto è destinata al cliente che svolgerà test distruttivi sui cerchi per valutarne la resistenza meccanica; inoltre alcuni cerchi saranno usati per scopi promozionali. In azienda ulteriori cerchi verranno utilizzati per analisi chimiche e meccaniche, riguardanti in particolare la resistenza a corrosione, il test di resistenza ad impatto, a flessione

rotante e il test di rotolamento (figura 2.8). Superate positivamente queste verifiche e ultimati i controlli dimensionali, ai raggi X e ai liquidi penetranti il cerchio è pronto per la produzione.



Figura 2.8 – In alto a sinistra, macchina per il test d'impatto; in alto a destra macchina per la prova di flessione rotante. In basso test di rotolamento in corso di svolgimento.

2.5 Il processo produttivo

2.5.1 Alluminio in ingresso e centro fusorio

I lingotti di alluminio primario e rifuso da processo produttivo aziendale precedente (ruote scartate e sfridi di lavorazione) giungono già con la corretta composizione chimica (figura 2.9). Vista l'importanza assunta nel processo di fonderia dalla presenza degli elementi alliganti nel corretto quantitativo, ogni 25 lotti per fornitore viene eseguita internamente all'azienda l'analisi della composizione. Per gli alliganti è prevista da normativa una forchetta di valori minimo e massimo all'interno della quale può ricadere la percentuale in peso effettivamente presente. Per questo motivo i forni fusori vengono caricati contemporaneamente con alluminio di fornitori diversi: si compensano in tal modo le differenze, raggiungendo l'esatta composizione chimica utilizzata a livello aziendale per la colata dei cerchi.



Figura 2.9 – Bancali di lingotti d'alluminio primario pronti per essere fusi.

La lega impiegata da Speedline è la EN AC-42100 (Al Si 7Mg 0,3), di cui si riporta in seguito nella tabella 2.2 la composizione secondo la norma UNI EN 1706-2010.

Composizione chimica (in % di massa)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Altri elementi		Al
											Ciascuno	Totale	
da 6,5 a 7,5	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,1	da 0,25 a 0,45 (da 0,30 a 0,45)	-	-	0,07	-	-	da 0,08 a 0,25 (da 0,10 a 0,18)	0,03	0,1	Resto

Tabella 2.2 – Composizione chimica della lega EN AC-42100 (Al Si 7Mg 0,3) da norma Uni EN 1706 – 2010. I valori indicati tra parentesi riportano la composizione chimica dei lingotti quando essa differisce da quella dei getti. Dalla colonna “Altri elementi” sono esclusi gli elementi affinanti e modificanti come Na, Sr, Sb e P.

Nella seguente tabella 2.3 sono indicate le principali caratteristiche meccaniche per getti colati in conchiglia in lega EN AC-42100 secondo la norma UNI EN 1706-2010.

Caratteristiche meccaniche

Designazione dello stato metallurgico	Resistenza a trazione Rm [MPa] min	Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp _{0,2} [MPa] min	Allungamento A _{50 mm} % min	Durezza Brinell HBS min
T6	290	210	4	90
T64	250	180	8	80

Tabella 2.3 – Caratteristiche meccaniche di getti in lega EN AC-42100 colati in conchiglia da norma UNI EN 1706-2010.

In passato Speedline utilizzava la lega Al Si 11 per la produzione di cerchi di piccole dimensioni (15” - 17”) e, per forniture d'auto lussuose e settore racing, lega di magnesio.

Il centro fusorio (figura 2.10) ospita 5 forni, di cui 3 normalmente in funzione e 2 di “riserva” nel caso dello svolgimento di attività manutentive.



Figura 2.10 – Centro fusorio.

Il forno “Insertec”, di recente costruzione, viene alimentato sia con alluminio primario sia con alluminio secondario costituito da ruote e truciolo interni al processo produttivo Speedline. La quantità di alluminio primario viene mantenuta vicina al 50%. Gli altri due forni normalmente impiegati, di tonnellaggio più ridotto, lavorano uno con alluminio primario (a cui vanno aggiunti uno o due bancali di lingotti d'alluminio rifuso a turno) e uno con truciolo. Questi ultimi due forni fusori alimentano le medesime siviere con un rapporto di circa 2/3 d'alluminio da lingotti e 1/3 d'alluminio da sfridi. Le siviere impiegate hanno due diverse capacità: ve ne sono da 900 kg e 1200 kg.

Caratteristiche forni fusori

Forno	Tipologia di carica	Capacità oraria ton/giorno	Portata kg
Insertec	Lingotti Al primario, Al secondario	50	9500
ZPF 1	Truciolo	18	8400
ZPF 2	Lingotti Al primario, lingotti Al secondario	36,5	6000

Tabella 2.4 – Tipologia di alluminio fuso, capacità oraria e capienza dei forni fusori normalmente in funzione.

Portata siviere

Siviere	900 kg
Siviere	1200 kg

Tabella 2.5 – Portata delle diverse siviere impiegate per la movimentazione della lega fusa.

Ad ogni turno di lavoro viene eseguita l'analisi della composizione chimica su provini dei forni fusori. Lo stronzio, impiegato per la modifica del Si eutettico, è un elemento evanescente nel caso di pulizia del forno con sali per cui può capitare di dover effettuare delle aggiunte di tale elemento sotto forma di bacchette d'Al al 10% di Sr. In particolare questo problema è più sentito quando il forno è caricato con scarti di lavorazione perchè questi ultimi vengono essiccati e riscaldati fino ad un centinaio di gradi centigradi circa. Dopo lavorazione meccanica, infatti, i trucioli vengono raccolti in una macchina centrifuga ed asciugati, quindi convogliati verso il centro fusorio. Qui subiscono il trattamento di essiccazione con lo scopo di eliminare residui di umidità, oli di lavorazione e impurità nocive per il bagno di lega.

L'alluminio fuso viene spillato in siviera (figura 2.11) e trasportato tramite muletto ad una delle stazioni di degasaggio, dove vengono aggiunte bacchette di Al al 5% di Ti e 1% di B per affinare il grano della lega.



Figura 2.11 – All'estrema sinistra, siviera in posizione pronta per lo spillaggio della lega; al centro e a destra, operazione di spillaggio da forno fusorio.

Viene quindi fatta abbassare ed immersa nell'alluminio una lancia munita di rotore per eliminare dal bagno l'idrogeno e le impurità presenti (figure 2.12 e 2.13). L'idrogeno presenta una caduta di solubilità in lega al passaggio da stato liquido a solido, quindi deve essere espulso poiché rimanendo nel bagno causerebbe la nucleazione di bolle dannose per la resistenza meccanica al momento della solidificazione del getto. Il rotore immette nella lega una miscela di azoto che, essendo un gas inerte, non reagisce con l'alluminio e risale verso la superficie di separazione tra lega e atmosfera “agganciando” l'idrogeno disciolto e le impurità.

La lancia impiegata è cava e consente il passaggio della miscela di azoto fino al rotore. Quest'ultimo libera la miscela nel bagno d'alluminio in siviera. Sia la lancia che il rotore sono dimensionati a seconda della capienza della siviera. Quando il rotore inizia a presentare i fori di espulsione erosi, o quando il diametro della lancia è diminuito in alcuni punti, il sistema per l'introduzione del gas deve essere sostituito per poter eseguire nuovamente un degasaggio ottimale della lega.



Figura 2.12 – A sinistra: schema dell'operazione di degasaggio. L'idrogeno in soluzione nel metallo diffonde nelle bolle della miscela di azoto finché la sua pressione parziale nella lega e nella bolla risultano in equilibrio; segue la rimozione tramite trasporto in superficie. Nel contempo si verifica il trasporto in superficie anche delle impurezze in sospensione nel metallo. Al centro: lancia per il degasaggio. A destra: particolare del rotore.



Figura 2.13 – Asportazione della scoria superficiale al termine del degasaggio.

Le siviere vuote vengono mantenute a 750 °C per riuscire ad accogliere il metallo spillato dal forno fusorio senza raffreddarlo eccessivamente. Esse, a seconda della dimensione, causano comunque una caduta di temperatura della lega tra 1,1 °C/min e 1,3 °C/min.

2.5.2 L'ambiente di fonderia e la colata in bassa pressione

Dopo il degasaggio viene eseguita la misurazione della densità su un campione di lega prelevato dalle siviere. Le siviere vanno quindi ad alimentare tre o quattro forni di mantenimento delle macchine per la colata in bassa pressione, prima di essere nuovamente caricate dai forni fusori.

In questa fase è importante che il percorso di carica dei forni di mantenimento abbia una lunghezza sempre simile; si deve infatti evitare che il metallo subisca un abbassamento della temperatura eccessivo. Questo porterebbe ad alimentare le macchine per la colata con metallo ad una temperatura minore rispetto a quella ottimale. Si abbasserebbero le caratteristiche di colabilità e fluidità della lega, con peggioramento dell'alimentazione in fase di realizzazione del getto. Le siviere sono movimentate tramite muletti (figura 2.14).



Figura 2.14 – Movimentazione delle siviere tramite muletto all'interno degli ambienti di fonderia.

Gli operatori devono porre molta attenzione nel rendere le azioni di spostamento e rotazione per il versamento delle siviere quanto più possibile ripetibili, adottando un'altezza di versamento ridotta per minimizzare l'insorgere di turbolenza superficiale e dei fenomeni noti come “splash” (figura 2.15). La buona pratica di fonderia prevede che si effettuino più alimentazioni dei forni di mantenimento anche quando il livello di metallo al loro interno è elevato. Questo consente di evitare altezze di versamento troppo elevate e porta all'introduzione in lega di un minor numero di impurità.



Figura 2.15 – Operazione di versamento della lega d'alluminio dalla siviera al forno di mantenimento della macchina di bassa pressione.

La struttura della macchina per la colata in bassa pressione è composta essenzialmente da un forno per il mantenimento della lega liquida, da un tubo di alimentazione per il collegamento con lo stampo, e dalla cavità stampo (figura 2.16). Il concetto che sta alla base di questo metodo di colata è quello di posizionare la forma permanente (stampo) con il sistema di alimentazione costituito da un tubo in posizione verticale, sopra il forno contenente la lega d'alluminio fusa.

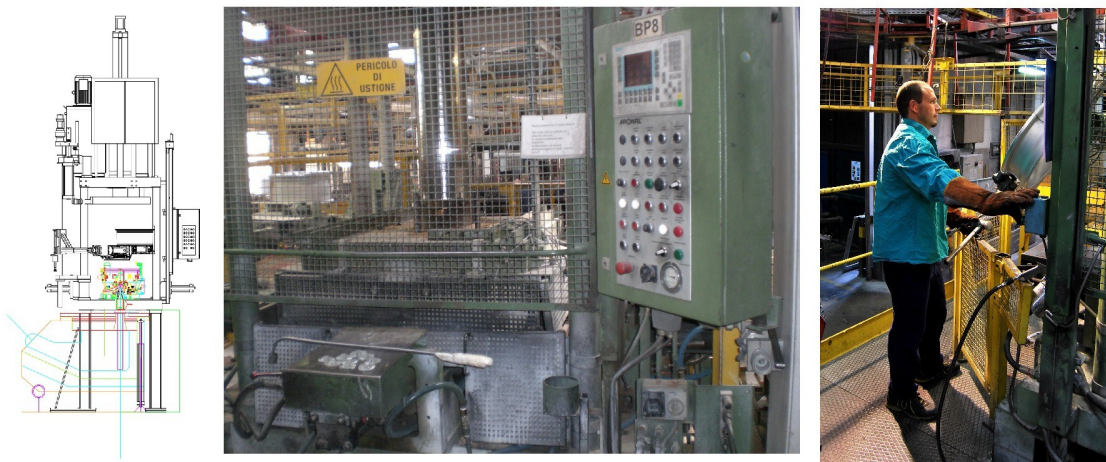


Figura 2.16 – A sinistra, schema della macchina di bassa pressione. Si notano il forno con l'apertura per il versamento della lega, il tubo di alimentazione in posizione verticale e lo stampo. Al centro, stampo chiuso pronto per la colata. A destra estrazione del getto.

Il forno è dotato di un sistema di gestione collegato ad una valvola proporzionale per la regolazione della portata d'aria necessaria a forzare il metallo nella cavità. Attraverso alcuni fori a sezione variabile l'aria viene spinta all'interno del forno: qui il metallo contenuto nel bacino o crogiolo viene gradualmente spinto lungo il tubo di alimentazione fino all'interno dello stampo. Le pressioni utilizzate, variabili tra 0,3 e 1,5 bar circa, consentono di muovere il metallo lungo il sistema di

alimentazione ed effettuare il riempimento dello stampo in condizioni di velocità del fronte liquido bassa e predeterminata. Il ciclo di realizzazione completo di un cerchio prevede più rampe di incremento della pressione gestite dalla valvola proporzionale. Nella prima parte del ciclo il metallo viene spinto fino all'ingresso della cavità stampo posizionata sul mozzo del cerchio con attraversamento del tubo di alimentazione e di una ulteriore boccola (figura 2.17). E' importante che questo tratto del percorso fatto dall'alluminio liquido sia il più breve possibile per evitare l'eccessivo raffreddamento della lega. In questa fase del processo si adotta la velocità del fronte di avanzamento del liquido più alta possibile tale che allo stesso tempo non ci sia l'insorgere di turbolenza superficiale e che è stata individuata dopo numerose prove dal costruttore della macchina.

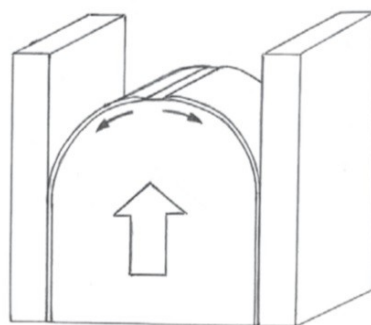


Figura 2.17 – Avanzamento del metallo liquido lungo il tubo di alimentazione, prima fase del ciclo di colata. La velocità del fronte di avanzamento è tale da non avere turbolenza superficiale; il film d'ossido superficiale si adagia sulle pareti interne del condotto.

Il programma di gestione consente di applicare un incremento della pressione ad ogni nuova ruota colata, così da tenere conto della diminuzione del livello di metallo nel forno e di una maggiore distanza da percorrere per raggiungere il punto di ingresso in cavità.

Al termine della fase di riempimento del tubo di alimentazione vi è una pausa di circa 1 secondo senza incrementi di pressione prevista per impedire qualsiasi forma di turbolenza superficiale e di moto “disordinato” dell'alluminio liquido al momento dell'ingresso in cavità.

A questo punto avviene l'ingresso della lega in cavità. Il riempimento deve essere lento e graduale per limitare la formazione di difetti (figura 2.18); l'eventuale aria presente in cavità abbandona la stessa attraverso degli sfiati posizionati nella parte superiore dello stampo.

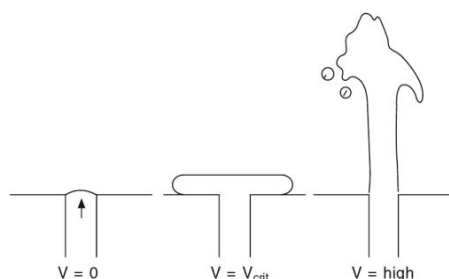


Figura 2.18 – Moto della lega d'alluminio in ingresso cavità stampo al variare della velocità di riempimento. Si noti l'insorgere di turbolenza superficiale per valori della velocità maggiori di quella critica, definita nel paragrafo 1.14.

La velocità di riempimento dello stampo deve essere la più bassa possibile senza avere la formazione di cavità da ritiro; vista la sua importanza questo parametro viene in molti casi individuato tramite una simulazione di riempimento dello stampo al calcolatore, ma nella pratica industriale può accadere che la produzione di un cerchio sia anticipato da un periodo di campionatura durante il quale si individuano i parametri di colata ottimali (comprendenti anche la portata e tempo d'impiego del fluido refrigerante dello stampo) direttamente a bordo macchina.

Quando il metallo raggiunge i sensori di posizione nella zona più in alto dello stampo (bordo interno dello stampo) la cavità è completamente riempita. La valvola proporzionale incrementa la portata d'aria e quindi la pressione per compattare il getto in fase di solidificazione, evitando così l'insorgere di cavità da ritiro particolarmente voluminose. Questo valore della pressione si attesta su 1 bar nelle macchine di bassa pressione impiegate per produrre i getti analizzati. Al termine della solidificazione la valvola proporzionale viene chiusa; si apre una valvola del tipo on-off per permettere lo scarico della pressione, lo stampo viene aperto e il cerchio estratto.

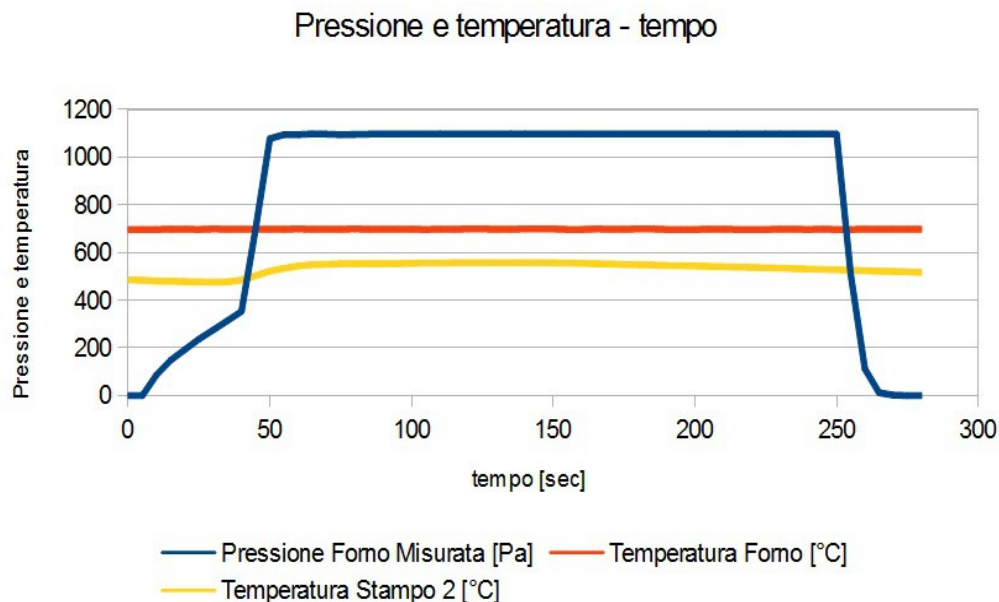


Figura 2.19– Andamento della pressione, della temperatura della lega all'interno del forno di mantenimento e della temperatura rilevata dalla termocoppia posizionata nello stampo in zona bordo interno durante un ciclo completo di colata.

2.5.3 Il forno di mantenimento della macchina di bassa pressione

Il forno di mantenimento della lega fusa può essere a crogiolo o a bacino (figura 2.20). E' importante che il metallo al suo interno sia riscaldato in modo uniforme garantendone una temperatura costante. Nel caso di forno a bacino il pelo libero del fuso molto elevato conduce alla formazione di una maggiore quantità d'ossido (figura 2.21), favorito nella crescita dalle resistenze elettriche posizionate nel cielo del bacino. Il mantenimento della lega all'interno del forno per tempi elevati può provocare la volatilizzazione di alcuni elementi come lo stronzio e il magnesio o il deposito sul fondo di altri più pesanti come il titanio.

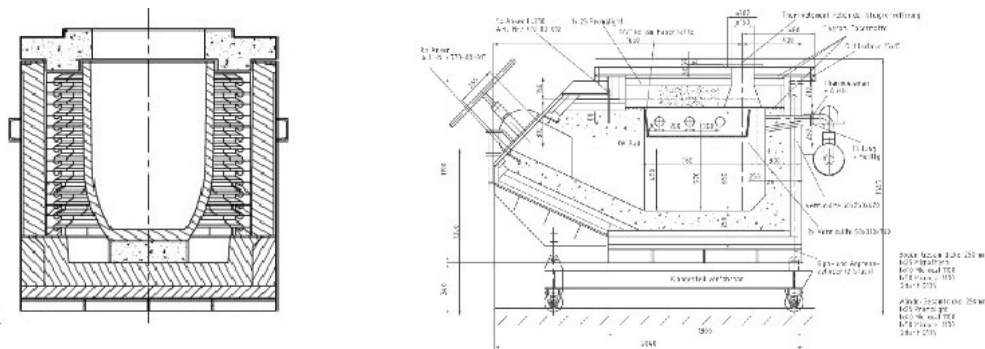


Figura 2.20 – A sinistra, forno di mantenimento a crogiolo per macchina di bassa pressione. Il crogiolo in mattoni di refrattario è avvolto da resistenze elettriche. La profondità elevata impone l'utilizzo di una “canaletta” per il travaso da siviera al fine di limitare fenomeni di turbolenza superficiale. A destra, forno a bacino: il sistema di riscaldamento con resistenze nella parte alta richiede un pelo libero del bagno di elevate dimensioni, con formazione di una quantità più elevata di film d'ossido.



Figura 2.21 – Forno di mantenimento a bacino. Tutti i cerchi analizzati nella parte sperimentale della tesi sono stati colati in macchine di bassa pressione dotate di forni di questo tipo.

2.5.4 Il tubo di alimentazione

Per la realizzazione dei tubi di alimentazione degli stampi si è passati nel corso degli anni dalla grafite, alla ghisa rivestita, giungendo più recentemente ai materiali ceramici come il nitrato di boro. I tubi di alimentazione impiegati da Speedline sono sempre dotati all'estremità inferiore immersa nell'alluminio liquido di un filtro spugnoso in materiale ceramico (figura 2.22). E' fondamentale che il filtro non sia ostruito, anche solo parzialmente, da ossidi e scoria provenienti dal forno di mantenimento o ricaduti attraverso l'alimentazione dopo le precedenti colate. In questo caso la spinta fornita al metallo risulterebbe insufficiente a garantire la piena alimentazione dello stampo, con l'insorgere nel getto di cavità e di una scadente finitura superficiale.



Figura 2.22 – Nell'immagine a sinistra, deposizione di vernice refrattaria durante la manutenzione di un tubo di alimentazione. Al centro, il filtro a spugna ceramica presente su tutte le macchine di bassa pressione all'estremità inferiore del tubo di alimentazione. A destra schema dell'azione di filtraggio: il lavoro di setaccio iniziale trattiene le inclusioni più grosse; la struttura interna, facendo variare direzione e velocità del flusso, blocca le particelle più fini.

Nella parte superiore del tubo di alimentazione è posta una boccia per il collegamento allo stampo. Qui può trovare posto un convogliatore di flusso in materiale ceramico (figura 2.25), oppure un filtro a maglia metallica (figura 2.23) tenuto in posizione dall'anima dello stampo. Il filtro a maglia metallica ha le maglie molto strette con lo scopo di impedire l'ingresso in cavità a film, bi-film d'ossido e scoria. Questo tipo di filtro riesce ad impedire che ossidi e frammenti di metallo solidificato cadano allo scarico della pressione verso il basso attraverso il tubo di alimentazione fino al bagno di alluminio pronto per la colata successiva (figura 2.24). Allo stesso tempo presenta due inconvenienti per l'azienda: rimanendo inglobato nella materozza deve essere sostituito ad ogni ciclo di colata andando a costituire un costo elevato all'interno del processo produttivo. Inoltre le materozze non possono essere rifuse immediatamente in centro fusorio poiché il contenuto elevato in Fe porterebbe all'ottenimento di una lega dalla composizione chimica errata rispetto a quanto previsto dalla normativa; vengono dunque fuse da una ditta specializzata esterna. L'operatore deve

riposizionare un nuovo filtro a maglia metallica ad ogni apertura stampo, e a lungo andare ciò può comportare un calo della produttività. In alternativa al filtro a maglia metallica viene spesso usato un convogliatore di flusso in materiale ceramico caratterizzato da maglie più ampie (figura 2.26); ha lo scopo di rendere regolare il flusso di metallo evitando l'insorgere di turbolenza superficiale. Il convogliatore non può impedire la ricaduta verso il forno di ossidi e frammenti di lega, tenderà piuttosto ad ostruirsi durante il suo utilizzo proprio a causa di tali elementi. Ha un ciclo vita massimo di 5 giorni ma viene spesso sostituito in anticipo al peggiorare della qualità dei getti.

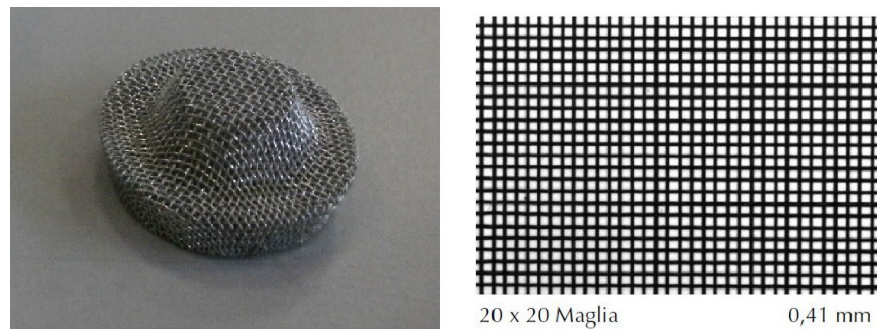


Figura 2.23 – Filtro a maglia metallica con magliatura quadrata. Il diametro della singola maglia è pari a 0,41 mm.

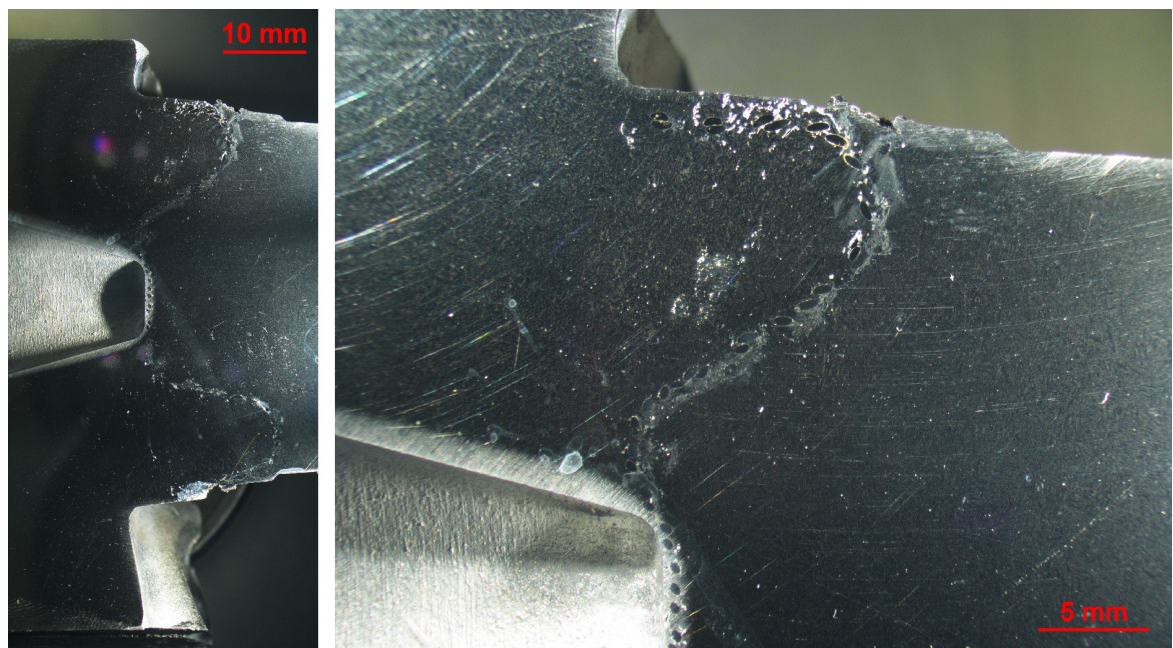


Figura 2.24 – Materozza di un cerchio colato con filtro a maglia metallica sezionata e lucidata. Si notino le maglie del filtro a perdere. Nella zona centrale è visibile lo spazio d'alloggiamento dell'anima stampo.



Figura 2.25 -Convogliatore di flusso in materiale ceramico dopo il termine della vita utile in macchina. A sinistra, lato inferiore; a destra lato superiore. Si notino i frammenti di alluminio e scoria i quali hanno ostruito parzialmente la sezione di passaggio verso l'ingresso della cavità stampo. E' visibile inoltre in entrambe le immagini la magliatura più ampia rispetto al filtro metallico.

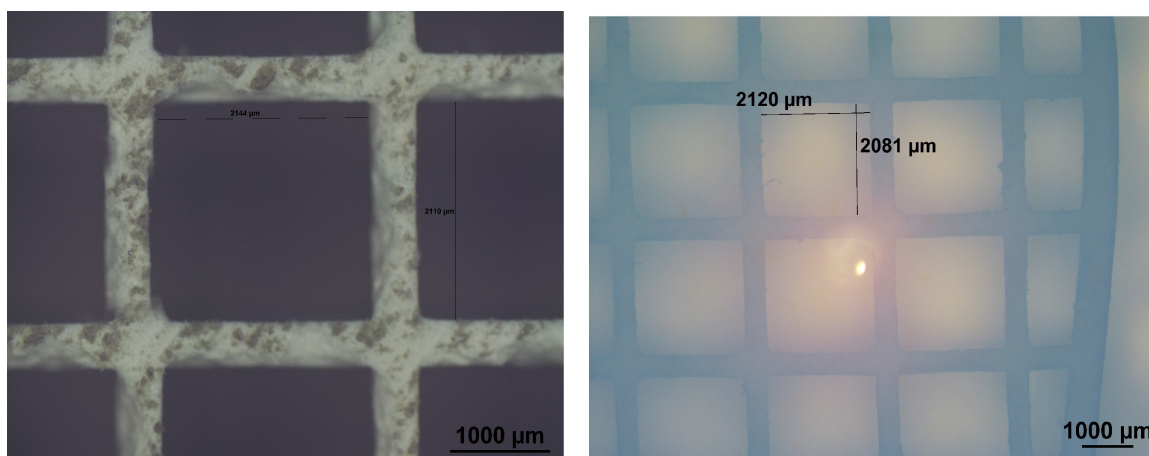


Figura 2.26 – Ampiezza della magliatura nel convogliatore di flusso ceramico.

2.5.5 Lo stampo

Lo stampo viene progettato in modo tale da avere solidificazione e raffreddamento direzionale della lega, a partire dal bordo interno e procedendo via via verso il mozzo. E' costituito dalla forma superiore o maschio, dalla forma inferiore o figura e da 4 corsoi laterali.

Il raffreddamento effettuato tramite aria compressa dovrà garantire la direzionalità del raffreddamento ed evitare l'insorgere di cavità nel getto. La portata di fluido così come la temperatura rilevata dalle termocoppie di controllo in diversi punti dello stampo sono parametri fondamentali per valutare l'andamento della solidificazione e raffreddamento del getto, e dai quali non può prescindere un processo di fonderia votato all'ottenimento di un prodotto di elevata qualità.

2.5.6 Lavorazione meccanica, trattamento termico e verniciatura

I cerchi vengono trasportati mediante una linea automatica alle isole per l'asportazione della materozza (immagine a sinistra della figura 2.27). Qui sono eseguite lavorazioni di tornitura e fresatura per eliminare i residui di fusione in zona mozzo e le bave in prossimità della chiusura dello stampo. Le isole sono collegate mediante rulliere a macchine per il controllo ai raggi X (a destra in figura 2.27). Tale analisi, eseguita direttamente in linea, interessa il 100% della produzione.



Figura 2.27 – Robot per la movimentazione dei cerchi nell'isola di smaterozzatura e laboratorio di controllo ai raggi X. Un'elevata parte dei cerchi prodotti è sottoposta alla lavorazione di flow-forming (figura 2.28). I cerchi vengono riscaldati per garantire una buona malleabilità del materiale; tramite un braccio robotizzato sono quindi posizionati su un mandrino, messi in rotazione e “stirati” nella zona del canale da tre dischi (figura 2.29). Il materiale viene deformato plasticamente arrivando a possedere una grana cristallina molto fine, associata a ottime proprietà meccaniche. L'avanzamento elicoidale dei rulli sul canale del cerchio comporta un orientamento nella direzione di stiro dei grani con il conferimento di una notevole stabilità dimensionale. Inoltre i tre dischi, sfalsati, eseguono prima la sgrossatura e poi finiture più accurate garantendo un'ottima precisione. Questo permette di ridurre lo spessore del canale con conseguente risparmio di peso senza compromettere la resistenza meccanica e all'impatto.



Figura 2.28 – A sinistra impianto di flow-formatura ad asse verticale; a destra, ad asse orizzontale.



Figura 2.29 – A sinistra, sezione di un canale prima (in verde) e dopo (in giallo) la lavorazione di flow-forming. A destra, grano cristallino del getto, più grossolano, confrontato con il grano cristallino dopo flow-formatura, più fine e orientato.

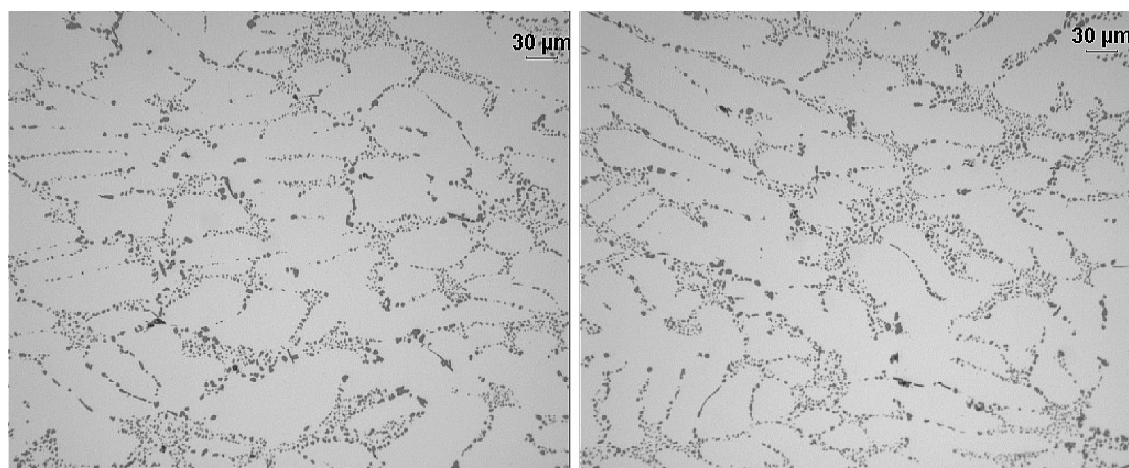


Figura 2.30 – Micrografie raffiguranti il grano cristallino del getto prima della lavorazione di flow-formatura.

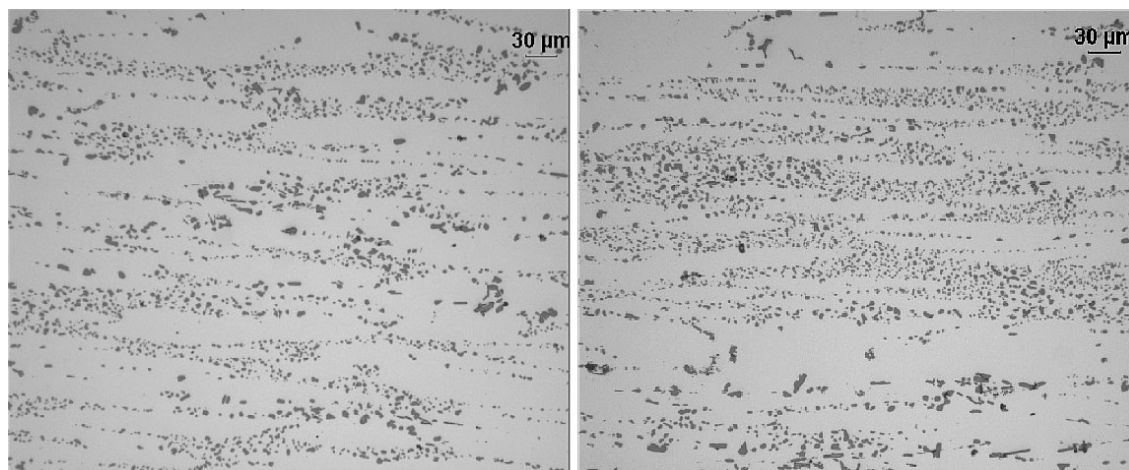


Figura 2.31 – Micrografie del grano cristallino dopo flow-formatura. Si può notare l'elevata deformazione ed orientazione impressa alla microstruttura.

L'impianto di trattamento termico è affiancato al reparto di flow-forming per sfruttare il calore già posseduto dal cerchio. Il trattamento prevede solubilizzazione, tempra e rinvenimento del materiale

(tipo T6, figura 2.30). La solubilizzazione, effettuata attorno a 540 °C, consente il passaggio in soluzione degli atomi di soluto i quali dopo la colata formano dei precipitati intermetallici grossolani; si forma così una soluzione solida omogenea α . Il successivo rapido raffreddamento fino a temperatura ambiente (o leggermente superiore) permette l'ottenimento di una soluzione solida soprassatura metastabile, dalla quale si formeranno i precipitati durante il successivo invecchiamento. La tempra viene fatta in acqua con polimero in soluzione per garantire una buona stabilità dimensionale in seguito al raffreddamento. I precipitati Mg_2Si così ottenuti conferiscono elevata durezza alla lega. Inoltre la permanenza sopra i 515 °C in fase di solubilizzazione provoca per coalescenza la sferoidizzazione del silicio, con conseguenze positive sulla resistenza a fatica.

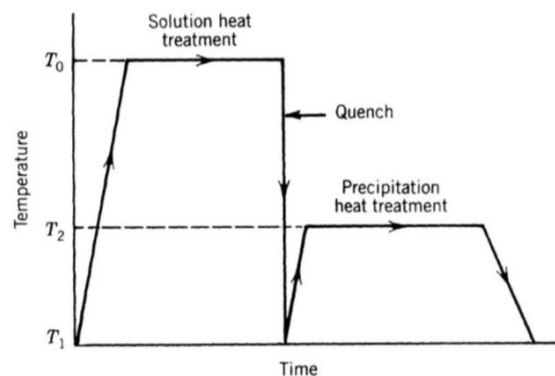


Figura 2.30 – Fasi del processo di trattamento termico T6.

Nella fase di lavorazione meccanica il cerchio subisce le necessarie operazioni di finitura e bilanciatura. Alcuni codici sono torniti nella parte frontale con un utensile diamantato che conferisce un aspetto lucido.

Viene eseguita infine la verniciatura: si tratta di più passaggi di trattamento della superficie del cerchio, riassumibili in due fasi principali, seguiti dall'imballaggio e trasporto al cliente.

- Pretrattamento: pulizia, preparazione e conversione superficiale della ruota.
- Verniciatura: deposizione della polvere di fondo e cottura, verniciatura elettrostatica ed appassimento, applicazione del trasparente e cottura finale.

Caratterizzazione difettologica e microstrutturale di cerchi automobilistici in lega Al Si 7 Mg 0,3 – parte I

3.1 Introduzione

Per quanto presentato nel capitolo 1 in merito alla produzione di getti colati in lega d'alluminio, un moderno processo industriale non può prescindere dal costante controllo del prodotto finito per valutarne la qualità.

L'alluminio allo stato liquido è molto reattivo nei confronti dell'ossigeno e ciò conduce alla formazione di film d'ossido che in seguito alle dinamiche del processo rimangono intrappolati in lega. Questa parte del lavoro sperimentale si propone di realizzare una mappatura parziale, ma ripetibile su più cerchi, dei film e bi-film d'ossido presenti nei getti dopo colata in bassa pressione. In parallelo sarà presentata la raccolta dati su porosità e microstruttura del metallo. I cerchi analizzati non sono stati sottoposti a trattamento termico; in tal caso la dimensione degli ossidi superficiali sarebbe maggiore per via dell'accrescimento legato all'esposizione a temperature elevate, come avviene nel caso della solubilizzazione completa prevista dal trattamento termico T6. La caratteristica principale del processo di colata in bassa pressione è l'alimentazione dello stampo dal basso con la lega che giunge in cavità attraverso la zona mozzo. Una larga parte dei cerchi prodotti da Speedline è sottoposta alla lavorazione di flow-formatura. In questi getti il canale ha uno spessore maggiore rispetto a quello dei medesimi cerchi finiti poiché tale zona viene deformata plasticamente a caldo per ottenere una grana cristallina molto più fine allo scopo di aumentare le caratteristiche meccaniche. Il restante 10% circa della produzione è costituito da cerchi monoblocco fusi con flangia e canale a formare un unico elemento. In questo caso il getto è dotato di un canale a spessore minore, se confrontato con il getto da flow-formare (figura 3.1), e le successive lavorazioni meccaniche asporteranno un sovrametallo di pochi mm.

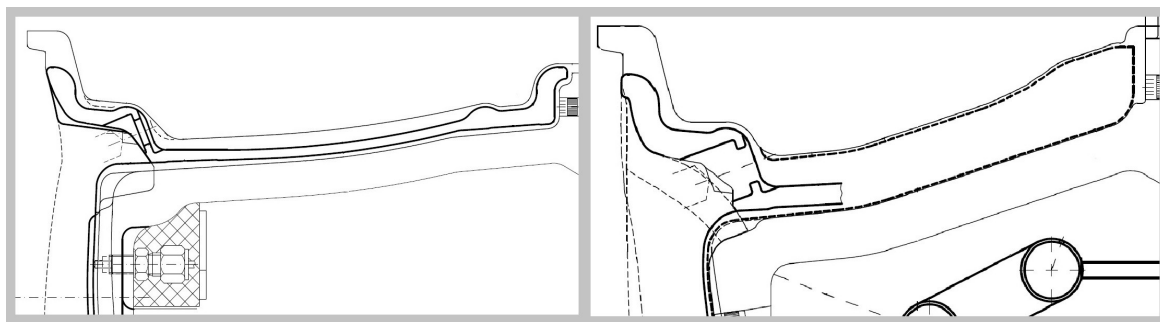


Figura 3.1 – Confronto tra il canale del getto monoblocco (a sinistra) e il canale del getto destinato a successiva flow-formatura. Si noti nel secondo caso lo spessore più elevato.

I cerchi destinati alla flow-formatura vengono colati con velocità di riempimento dello stampo generalmente inferiore rispetto ai cerchi monoblocco perché la geometria del canale di spessore elevato può favorire il moto disordinato della lega. Può avvenire l'inglobamento parziale del film d'ossido superficiale del fronte liquido in prossimità di variazioni di sezione o della direzione del flusso. Inoltre il sensore dello stampo posto in prossimità del bordo interno potrebbe dare il segnale per l'incremento della pressione al valore di compattazione quando non ancora tutto il volume è riempito.

Parte dei cerchi prodotti in azienda sono colati filtrando il metallo con un filtro a maglia metallica posto in ingresso di cavità e sostituito ad ogni apertura stampo. I restanti cerchi sono ottenuti impiegando un convogliatore di flusso ceramico posizionato tra tubo di alimentazione e boccola.

La lista dei cerchi analizzati considera le tre variabili evidenziate. E' stato scelto un cerchio monoblocco e un cerchio da flow-formare; ambedue sono rappresentativi della produzione aziendale. Per entrambi sono stati previsti esemplari da colare con differenti velocità di riempimento dello stampo e differente metodo di filtraggio della lega, con filtro metallico e convogliatore di flusso. Nella tabella è riportata la lista completa dei getti analizzati:

Numero di campionatura	Cliente	Dimensioni	Note
# 13-91-35	####	8Jx18H2 ET44	Cerchio monoblocco. V=8 mbar/s. Filtro metallico a perdere
# 13-91-34	####	8Jx18H2 ET44	Cerchio monoblocco. V=18 mbar/s. Filtro metallico a perdere
# 13-150-1	####	9Jx19H2 ET33	Cerchio per flow-forming. V=7 mbar/s. Filtro ceramico dopo 1g
# 13-150-2	####	9Jx19H2 ET33	Cerchio per flow-forming. V=7 mbar/s. Filtro ceramico dopo 0g
# 13-150-3	####	9Jx19H2 ET33	Cerchio per flow-forming. V=7 mbar/s. Filtro ceramico dopo 3g
# 13-150-4	####	9Jx19H2 ET33	Cerchio per flow-forming. V=7 mbar/s. Filtro metal. a perdere
# 13-150-5	####	9Jx19H2 ET33	Cerchio per flow-forming. V=14 mbar/s. Filtro ceramico

Tabella 3.1 – Elenco dei cerchi impiegati per il lavoro di analisi difettologica e microstrutturale. Nella colonna “note” sono riportati il tipo di cerchio, la velocità di riempimento dello stampo e il sistema di filtraggio.

Complessivamente gli obiettivi del lavoro sono i seguenti:

1. Realizzare una mappatura dei film d'ossido presenti su più sezioni complete di ogni cerchio. Le sezioni comprendono la zona del mozzo, della razza e del canale. Stilare una classificazione per spessore degli ossidi in modo da individuare le operazioni del processo produttivo che hanno portato alla loro formazione.
2. Valutare il contenuto di porosità da gas e cavità da ritiro in più zone delle sezioni.

3. Valutare il DAS in zone simili a quelle del punto 2.
4. Valutare l'effetto dei film d'ossido, delle porosità e cavità sulla resistenza meccanica statica tramite prova di trazione su provini ricavati, per ogni cerchio, dalle razze, bordo esterno e bordo interno. Effettuare inoltre un'ulteriore correlazione sperimentale considerando l'effetto della microstruttura.

L'analisi sui difetti e la loro correlazione con il processo produttivo e le proprietà meccaniche punta ad incrementare la qualità e ripetibilità delle caratteristiche dei getti. Tutti i cerchi analizzati sono in lega d'alluminio EN AC-42100 (Al Si 7 Mg 0,3) non trattata termicamente.

3.2 Cerchio monoblocco SL 3313

Le analisi su difetti e microstruttura sono state inizialmente svolte sul cerchio monoblocco SL 3313 prodotto per un cliente italiano (figura 3.2). Le misure del cerchio sono 8Jx18H2ET44. La lega è la consueta EN AC-42100 (Al Si 7 Mg 0,3) impiegata in azienda. Il metallo colato risulta essere composto per metà da lingotti di alluminio primario e per metà da sfridi di lavorazione. All'inizio del turno di lavoro interessato dalla colata dei cerchi sottoposti ad analisi è stato prelevato un campione di lega dal forno fusorio ZPF 2, il quale ha fuso i lingotti di Al primario, e analizzata la sua composizione chimica al quantometro (tabella 3.2).



Figura 3.2 – Cerchio monoblocco Speedline SL 3313. La designazione riportata ad inizio paragrafo fornisce informazioni relative all'accoppiamento tra pneumatico e ruota: larghezza canale 8 pollici, tipologia di canale J, diametro nominale del calettamento cerchio/pneumatico 18 pollici, tipologia di calettamento interno ed esterno H2 (hump tradizionale).

Composizione chimica (in % di massa)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
6,88	0,099	0,002	0,010	0,273	0,009	0,005	0,001	0,002	<0,002	0,119	0,0024	0,0198	0,009	92,7

Tabella 3.2 – Composizione chimica del campione prelevato dal forno fusorio caricato con lingotti di alluminio primario.

La lega proveniente dai due diversi forni fusori è stata spillata nelle medesime siviere. Dopo il degasaggio la densità rilevata sui campioni di metallo prelevati dalle due siviere che hanno

alimentato la macchina di bassa pressione d'interesse è risultata essere pari a $2,46 \text{ kg/dm}^3$ e $2,44 \text{ kg/dm}^3$.

La colata di entrambi i cerchi analizzati è stata eseguita impiegando un filtro a maglia metallica. Il ciclo completo ha una durata di circa 4 minuti e 30 secondi (figura 3.3); per il cerchio avente numero di campionatura # 13-91-35 è stata adottata in riempimento stampo la velocità standard di 8 mbar/s mentre per il cerchio con numero di campionatura # 13-91-34 la velocità di riempimento dello stampo è stata incrementata a 18 mbar/s. Si è trattato del ventiquattresimo e ventitreesimo cerchio colati dopo l'ultimo travaso effettuato dalla siviera al forno di mantenimento della lega.

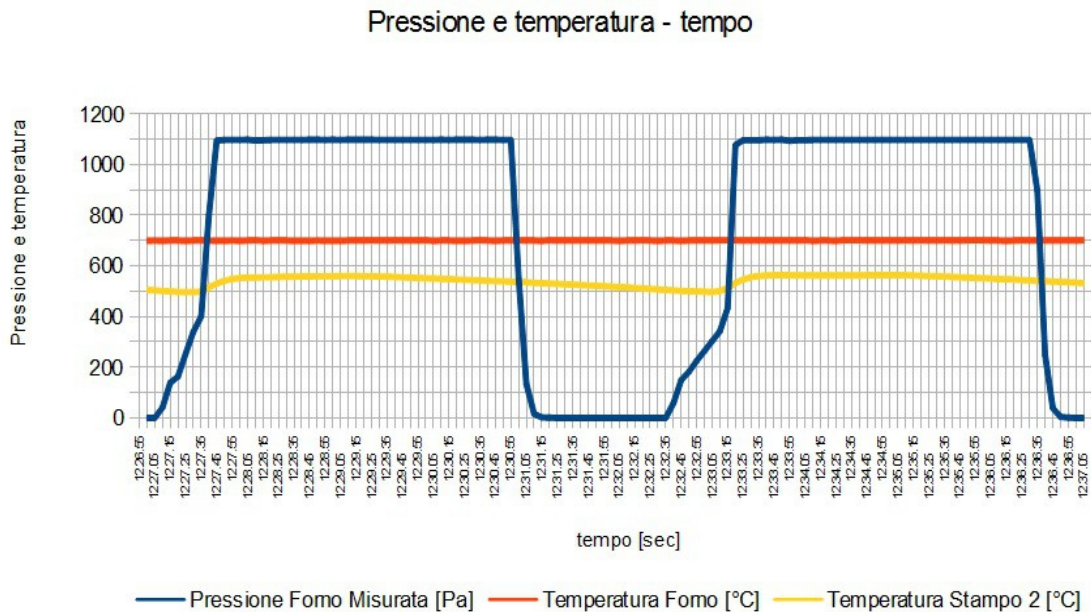


Figura 3.3 – Andamento della pressione e delle temperature rilevate all'interno del forno di bassa pressione e nello stampo in zona bordo interno durante il ciclo di colata dei cerchi # 13-91-34 e # 13-91-35. Si noti la rampa di pressione relativa alla fase di riempimento stampo maggiormente inclinata nel primo ciclo (cerchio colato con velocità di riempimento pari a 18 mbar/s, anziché 8 mbar/s).

3.3 Preparazione dei campioni: sezioni per analisi difettologica e microstrutturale

I cerchi sono stati prelevati dopo colata, precedendo l'esecuzione del trattamento termico e delle lavorazioni meccaniche; sono stati sezionati in modo da ricavarne da ognuno due sezioni complete a partire dalla zona del mozzo e proseguendo attraverso razza e canale (fig. 3.4). Queste sezioni sono state divise in cinque o sei zone per una maggiore comodità nell'effettuare la lucidatura e le analisi.



Figura 3.4 – A sinistra: cerchio # 13-91-35. Al centro: le frecce indicano le superfici delle sezioni successivamente lucidate per le analisi. A destra una sezione tracciata per essere suddivisa in ulteriori 6 zone. La zona n° 1 corrisponde al mozzo; le zone n° 2, 3 sono ricavate sulla razza; la n° 4 è rappresentativa del bordo esterno; le zone n° 5, 6 dividono il canale in due parti di lunghezza simile.



Figura 3.5 – Cerchio # 13-91-34; sezioni ricavate per le analisi e suddivisione di una sezione in 5 zone.

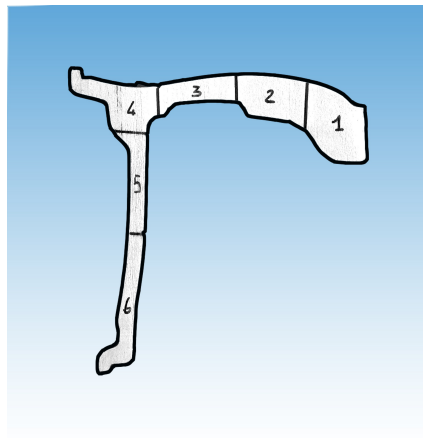


Figura 3.6 – Sezione elaborata con un software grafico.

La spianatura e la pre-levigatura di preparazione per le analisi metallografiche sono state realizzate con una macchina manuale / semiautomatica Struers (figura 3.7). Si è impiegata carta abrasiva al

carburo di silicio (SiC) avente diametro pari a 300 mm e con granulometria via via più fine (80, 180, 320, 800). Per la pulitura sono stati adottati due panni in Nylon intrecciato bagnati da una soluzione diamantata policristallina con granulometria da 6 μm e 3 μm ; la pulitura finale è stata eseguita a mezzo di un panno non intrecciato e una sospensione colloidale di silice avente granulometria di 0,04 μm , e lavaggio finale con acqua. Il pH basico della sospensione ha consentito di non eseguire l'attacco chimico delle superfici in quanto i campioni presentano ugualmente una buona leggibilità.



Figura 3.7 – Pulitrice a piatto rotante Struers Planopul-3 con Pedemax-2.

3.4 Introduzione all'analisi delle sezioni lucidate: raccolta dati su ossidi, porosità e cavità, microstruttura

Le indagini su microstruttura e difetti delle sezioni sono state condotte con un microscopio metallografico Reichert-Jung Polivar Met con camera digitale Nikon DS-Fi2; l'acquisizione e l'elaborazione delle immagini sono state realizzate impiegando il software Nikon NIS Elements v 4.0 Basic Research. Nella figura 3.8 è riportata anche un'immagine dello stereomicroscopio Nikon con illuminatore a fibre ottiche, dotato anch'esso di camera digitale DS-Fi2, impiegato in seguito per gli esami sulle superfici di frattura.

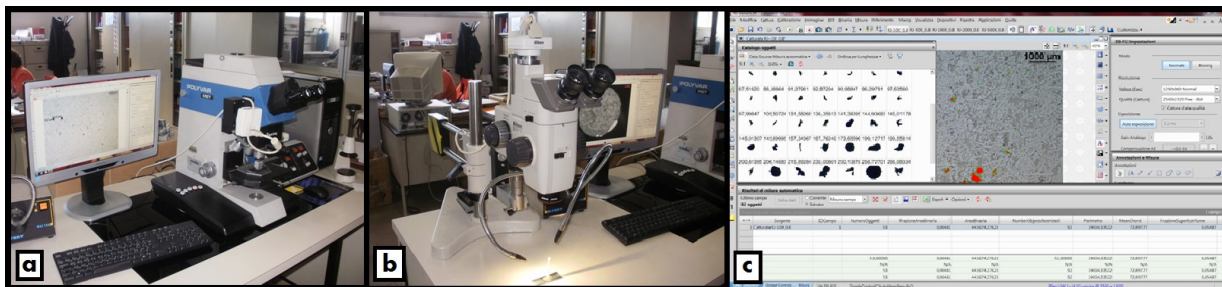


Figura 3.8 – Postazione per le analisi metallografiche nel laboratorio di controllo qualità dell'azienda Speedline Srl.
a) Microscopio metallografico Reichert-Jung. b) Stereomicroscopio Nikon Smz-U, con zoom 1:10. Anch'esso sfrutta il software NIS per l'acquisizione delle immagini. c) Interfaccia del programma Nikon NIS Elements.

L'analisi al microscopio ottico Nikon sulle superfici così preparate è stata svolta al fine di rilevare caratteristiche difettologiche e microstrutturali del getto. Ogni sezione completa è stata osservata interamente al microscopio ottico per rilevare i film e bi-film d'ossido presenti. Questi sono stati fotografati, ne è stata misurata la dimensione di sviluppo maggiore e lo spessore. Per ogni sezione è stata valutata la superficie media attorno ad ogni difetto; è stata calcolata la lunghezza totale di sviluppo per zona dei film, la distribuzione delle lunghezze e la distribuzione degli spessori. Il lavoro sugli ossidi si propone di effettuare una datazione temporale circa il momento della loro formazione. Gli studi pubblicati in letteratura correlano lo spessore del film d'ossido con un tempo di accrescimento prima della solidificazione del getto. Nel paragrafo 1.13 del primo capitolo sulla morfologia dei film d'ossido si è presentato il concetto di accrescimento di tali difetti: uno spessore del film ridotto corrisponde ad un tempo di accrescimento sulla superficie del bagno di lega limitato prima dell'intrappolamento all'interno del metallo liquido. Viceversa un film d'ossido con spessore elevato è rimasto sulla superficie di separazione tra lega e atmosfera per un periodo più lungo e ha potuto accrescersi grazie alla continua reazione tra alluminio liquido e ossigeno, i quali vengono a contatto attraverso piccole spaccature nel film già formato. A partire da ciò è intuitivo associare la formazione del difetto ad una operazione particolare del processo di fonderia, il quale inizia con la fusione del metallo e termina con la solidificazione del getto. Di seguito è richiamata per comodità espositiva la classificazione dei film d'ossido a seconda dello spessore di Campbell (tabella 3.3).

Type of film	Growth time	Thickness (μm)	Description	Reference
Young oxide films	<0.01 s	0.056 – 0.127	Observed only as change in apparent colour of melt surface	[Agema 1989]
	0.01-1 s	0.05 – 0.50	Delicate, transparent, thin film, with sharp creases or wrinkles	[Divandari and Campbell 2001]
Old oxide films	10 s to 1 min	10	Flexible, extensive films	[Campbell 2000]
	10 min to 1 hr.	100	Thicker films, less flexible	[Campbell 2000]
	10 hr. to 10 days	1000	Rigid lumps and plates	[Campbell 2000]

Tabella 3.3 – Classificazione dei film d'ossido per spessore proposta da Campbell.

In questa classificazione risalta la distinzione tra film d'ossido giovani e film d'ossido vecchi: i primi, dallo spessore massimo di 1 μm , hanno avuto a disposizione un tempo di accrescimento di qualche secondo. I film vecchi si presentano visivamente come “grumi” compatti. Hanno spessore massimo fino a 1 mm e un periodo di accrescimento che varia da qualche decina di secondi a giorni interi.

Il degasaggio in siviera svolto in azienda riesce ad eliminare gran parte degli ossidi presenti in lega. Si riporta un esempio di analisi difettologica effettuata su provini prelevati dopo il degasaggio: il metallo risulta avere una buona qualità, con basso numero di ossidi al suo interno (tabella 3.4 e

figura 3.9).

Numero provino	Siviera	N° ossidi/400 mm ²	Lunghezza totale ossidi μm
1	1200 kg	2	363
2	1200 kg	0	0
3	900 kg	3	466
4	900 kg	2	499

Tabella 3.4 – Esempio di verifica svolta su provini da siviera dopo il degasaggio. I campioni di metallo riportano un basso contenuto di film d'ossido; inoltre i difetti hanno un'estensione complessivamente sempre inferiore a 500 μm, come evidenziato dal parametro lunghezza totale.

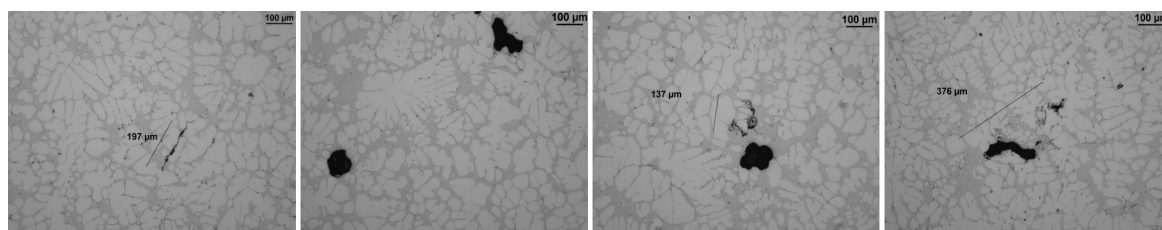


Figura 3.9 – Microscopie ottiche degli ossidi di dimensione più considerevole individuati sui provini della Tabella 3.4.

I risultati delle analisi svolte sui provini da siviera dimostrano non solo nel caso riportato come esempio ma abitualmente l'efficacia dell'operazione che funge da “barriera” nei confronti dei difetti, limitando il contenuto di ossidi in lega. Inoltre il tempo di “attraversamento” della lega, dalla fusione dei lingotti alla colata del getto, è limitato a qualche ora. Per questi motivi, si è deciso di proporre una classificazione dei film d'ossido modificata e più aderente ai difetti che si andranno ad analizzare.

Tipo di film	Tempo di accrescimento	Spessore	Descrizione
Film d'ossido giovani	≤ 1 s	≤ 1 μm	Riempimento stampo
Film d'ossido vecchi	da 1 s a 5 min	da 1 μm a 10 μm	Riempimento stampo/ versamento in forno b. p.
	da 5 min a 1 h	da 10 μm a 100 μm	Siviere di trasporto/ forno fusorio

Tabella 3.5 – Classificazione dei film d'ossido per spessore adottata nel corso delle analisi. Il basso numero di ossidi in lega dopo il degasaggio e le tempistiche relativamente brevi del processo aziendale hanno portato a rivedere parzialmente la classificazione proposta da Campbell, eliminando la categoria di film a spessore più elevato.

Oltre al lavoro sui film d'ossido, per ogni sezione si è misurata la percentuale di superficie occupata da porosità e cavità in specifiche zone di mozzo, razza e canale. In zone simili è stato ricavato il DAS medio a partire da più misure su singole dendriti.

3.4 Misurazione DAS su ruote monoblocco

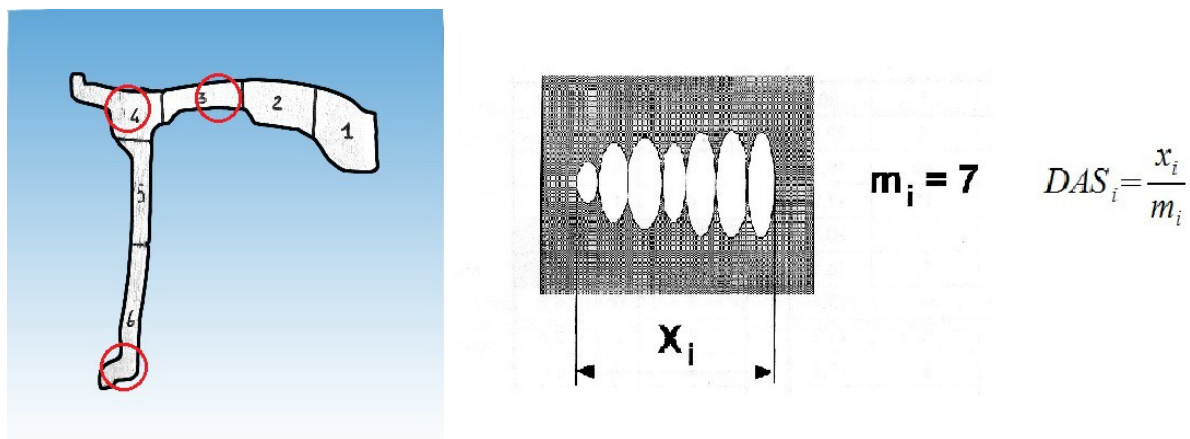


Figura 3.10 – A sinistra, indicate sulla sezione del cerchio le tre zone di cui è stato calcolato il DAS. Al centro, esempio di misurazione su una dendrite. A destra, formula impiegata per ricavare la spaziatura media tra rami consecutivi della dendrite.

Il DAS è stato misurato in prossimità del bordo interno, del bordo esterno e al centro della razza su ogni sezione (figura 3.10). In tutte le misurazioni eseguite il DAS è risultato essere compreso tra 20 μm e 35 μm nelle zone di bordo interno ed esterno (figura 3.11 al centro e in basso), con i valori assunti dal parametro microstrutturale leggermente inferiori nel bordo interno. Nella zona centrale della razza il DAS è risultato essere compreso tra 45 μm e 55 μm con un valore medio molto simile nei due cerchi analizzati: 47 μm per il cerchio # 13-91-34 e 50 μm per il cerchio # 13-91-35 (figura 3.11 in alto). Il DAS è legato al tempo di solidificazione dalla relazione:

$$DAS(SDAS) = k * t_s^n$$

Osservando i valori ottenuti nelle diverse zone dei cerchi risulta chiaro come una volta riempita la cavità stampo la solidificazione inizi dal bordo interno proseguendo quindi attraverso il canale, le razze e il mozzo (tabella 3.6). Uno scambio termico maggiore nella zona del canale favorisce la nucleazione di una microstruttura dendritica fine; il mozzo, attraverso il quale avviene la continua alimentazione in fase di compattazione del getto e sul cui versante esterno solidifica infine la materozza, presenta una microstruttura più grossolana. Questi primi risultati serviranno in seguito da confronto con la microstruttura dei provini sottoposti a prova di trazione.

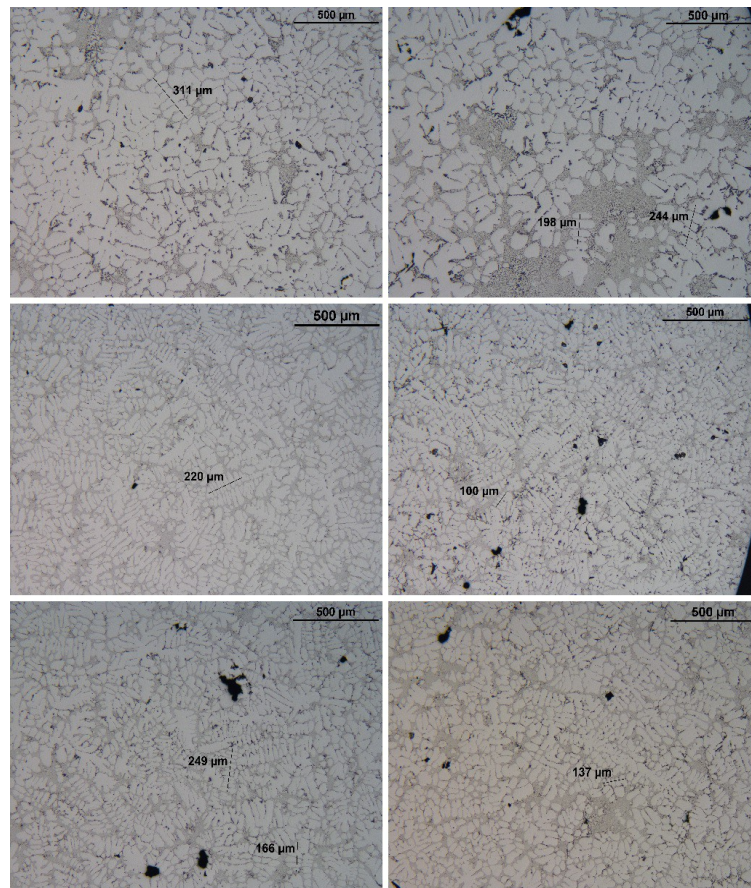


Figura 3.11 – Micrografie ottenute al microscopio ottico e raffiguranti la struttura dendritica nelle diverse zone analizzate. Le due immagini in alto rappresentano l'abito dendritico delle razze. Al centro, due esempi della dimensione delle dendriti in prossimità del bordo esterno. In basso dendriti nel bordo interno. Si noti la graduale diminuzione del DAS al variare della zona osservata, partendo dalle razze e passando ai bordi.

Cerchio	DAS zona razza μm	DAS zona bordo esterno μm	DAS zona bordo interno μm
# 13-91-35	50	27	23,5
# 13-91-34	47	27	23,5

Tabella 3.6 – Valori del DAS nelle zone razza, bordo esterno e bordo interno; cerchi monoblocco.

3.5 Misurazione porosità percentuale su ruote monoblocco

In ogni sezione è stata misurata la percentuale di superficie occupata da porosità da gas e cavità da ritiro. La rilevazione è stata eseguita su tutte le sezioni nelle stesse tre zone in modo da avere dei valori facilmente confrontabili. Si tratta di tre zone ricavate all'interno della superficie lucidata del mozzo, del bordo esterno e del canale (zona 1, 4, 6 in figura 3.12).

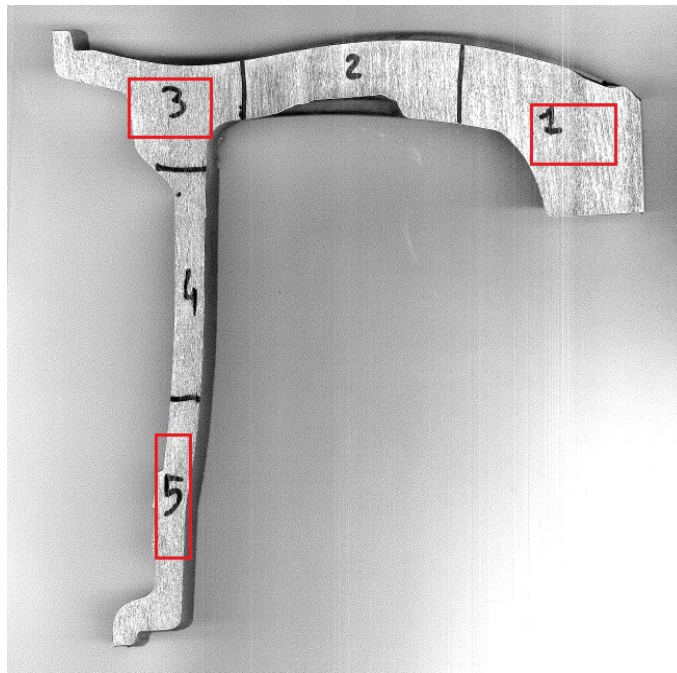


Figura 3.12 – Nell'immagine sono indicate le aree di ogni sezione delle quali si è misurato il contenuto di porosità e cavità. L'area nella zona 1 sarà indicata come “mozzo”. Le aree nelle zone 4 e 6 saranno indicate rispettivamente come “razza” e “canale”.

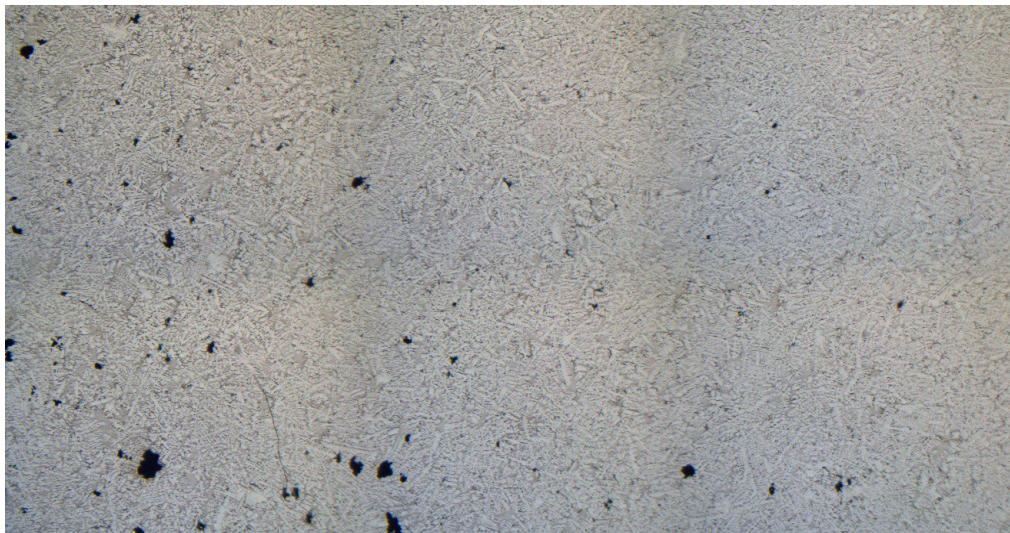


Figura 3.13 – Micrografia ottica dell'area considerata per il calcolo del contenuto percentuale di porosità e cavità in zona mozzo, cerchio # 13-91-34, sezione “B”. Livello d'ingrandimento 8x.

Lavorando con un livello d'ingrandimento pari a 8x si è provveduto ad ottenere l'immagine complessiva delle aree su cui effettuare la misurazione (figure 3.13, 3.14, 3.15). Ogni immagine d'area è stata ricavata a partire da più immagini singole affiancate tra loro in modo da coprire una superficie maggiore rispetto a quanto permesso dall'obiettivo, andando a ricavare un valore di porosità percentuale maggiormente rappresentativo. Le singole immagini sono state unite impiegando una funzione apposita del software. Per le aree del mozzo e della razza sono state unite

complessivamente 6 immagini singole; per l'area del canale sono state unite 4 immagini.



Figura 3.14 – Micrografia ottica dell'area impiegata per la misurazione della porosità percentuale in zona razza; cerchio # 13-91-34, sezione “B”. Si noti sulla parte destra dell'immagine una larga zona di segregazione eutettica dovuta al raffreddamento direzionale del getto, con la solidificazione della razza che segue quella del canale. Livello d'ingrandimento 8x.



Figura 3.15 – Micrografia ottica per il calcolo del contenuto di porosità e cavità in zona canale; cerchio # 13-91-35, sezione “A”. Si noti la forma “allungata” delle cavità dovute a mancata alimentazione nella zona centrale dell'immagine, le quali seguono l'andamento delle dendriti. Livello d'ingrandimento 8x.

La tabella 3.7 riporta i valori di superficie percentuale occupata da porosità e cavità. La percentuale massima di difetti è sempre stata individuata nella zona del mozzo (tranne che nel caso relativo alla sezione “A” del cerchio # 13-91-35), come visibile nella figura 3.16. La zona mozzo, dato il raffreddamento direzionale del getto, solidifica per ultima e questo è indicato anche dai valori del DAS nel paragrafo precedente.

Sezione	Porosità % mozzo	Porosità % razza	Porosità % canale
# 13-91-35 sez. “A”	0,127	0,011	0,289
# 13-91-35 sez. “B”	0,319	0,030	0,117
# 13-91-34 sez. “A”	1,088	0,029	0,072
# 13-91-34 sez. “B”	0,577	0,012	0,103

Tabella 3.7 - Valori percentuali della superficie occupata da porosità e cavità nelle aree considerate.

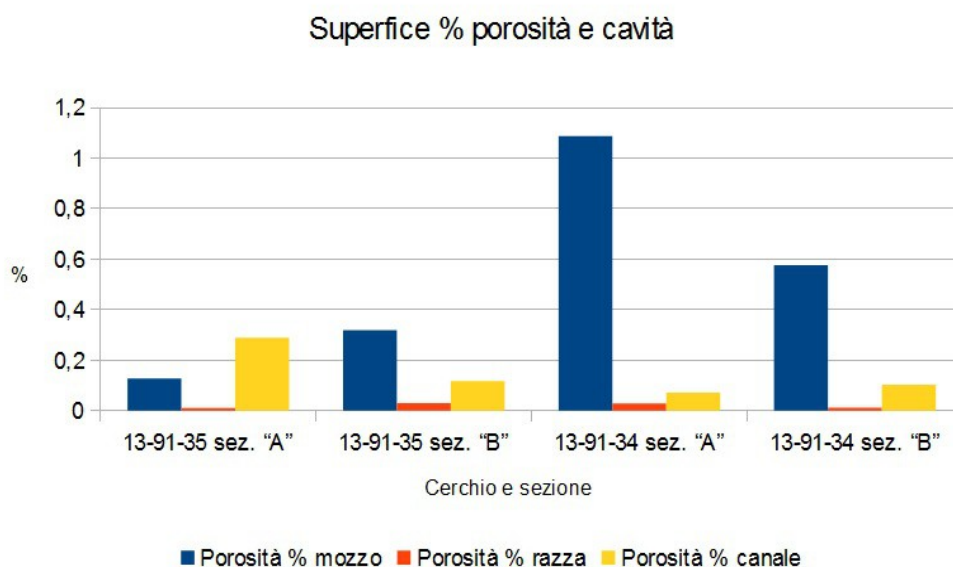


Figura 3.16 – Andamento della percentuale di superficie occupata da porosità e cavità nelle zone mozzo, razza e canale per ogni sezione dei cerchi monoblocco.

Inoltre nella zona mozzo si trova quasi sempre, tranne che nella sezione 13-91-35 “A”, il difetto di dimensioni maggiori (tabella 3.8). La presenza di tali difetti in zone sollecitate ciclicamente risulta pericolosa per la resistenza del materiale: vi è infatti la possibilità di innescare cricche indotte da concentrazioni di sforzi e tensioni. L'area percentuale dei difetti varia complessivamente tra lo 0,01% e l'1%. Valori di questo tipo sono all'interno dei limiti da rispettare. Il diametro equivalente massimo del difetto più significativo per zona è compreso tra 63 μm e 675 μm (figura 3.17). Nelle zone analizzate il 66% dei difetti di dimensione massima ha il diametro equivalente maggiore di 200 μm ; il 66% delle zone analizzate ha comunque una porosità minore dello 0,8%. Valori così limitati indicano una buona alimentazione del getto. Inoltre il contenuto di gas in lega è basso a conferma dell'efficacia del degasaggio.

Sezione	Diametro eq. max mozzo μm	Diametro eq. max. razza μm	Diametro eq. max canale μm
# 13-91-35 sez. “A”	225	89	538
# 13-91-35 sez. “B”	289	67	132
# 13-91-34 sez. “A”	581	215	391
# 13-91-34 sez. “B”	675	63	259

Tabella 3.8 – Valori del diametro equivalente massimo (singola porosità o cavità di dimensione maggiore) nelle zone mozzo, razza e canale delle sezioni relative ai cerchi monoblocco.

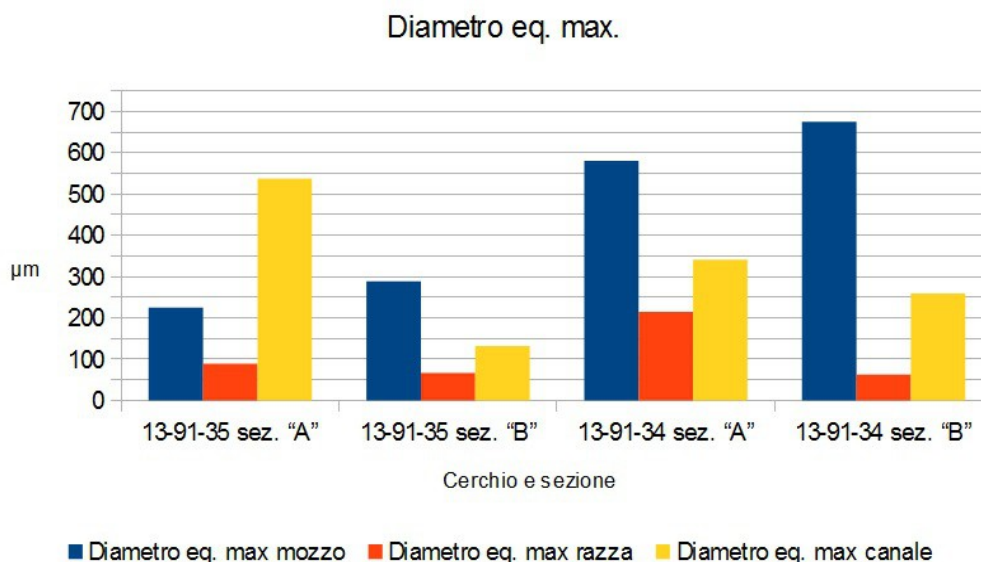


Figura 3.17 – Andamento dei valori di diametro equivalente massimo delle porosità e cavità nelle zone analizzate.

Le rilevazioni indicano che le zone con il DAS più elevato e le zone a maggior contenuto di porosità e cavità generalmente corrispondono: ciò si verifica nel mozzo, la parte più “massiva” del getto. Qui il gas contenuto in lega tende a segregare a partire dal metallo già solidificato. Nelle fasi finali del processo di solidificazione del getto il gas viene segregato andando a formare bolle che assumono forma sferica, e questo si verifica specialmente nel caso del cerchio # 13-91-34 colato con velocità di riempimento dello stampo pari a 18 mbar/s. La circolarità dei difetti è quindi per questo cerchio più elevata nella zona mozzo, dove si hanno porosità da gas in misura maggiore rispetto a cavità da mancata alimentazione (tabella 3.9 e figura 3.18). Il canale del medesimo cerchio # 13-91-34 in entrambe le sezioni “A” e “B” riporta una circolarità media dei difetti pari a 0,447 e 0,419: in questo caso i vuoti sono in prevalenza cavità da ritiro che assumono la forma dello spazio lasciato libero tra le dendriti dalla mancata alimentazione.

Sezione	Circolarità media mozzo	Circolarità media razza	Circolarità media canale
# 13-91-35 sez. “A”	0,743	0,792	0,796
# 13-91-35 sez. “B”	0,803	0,833	0,892
# 13-91-34 sez. “A”	0,82	0,85	0,447
# 13-91-34 sez. “B”	0,821	0,847	0,429

Tabella 3.9 – Valori della circolarità media dei difetti nelle zone mozzo, razza e canale delle sezioni monoblocco.

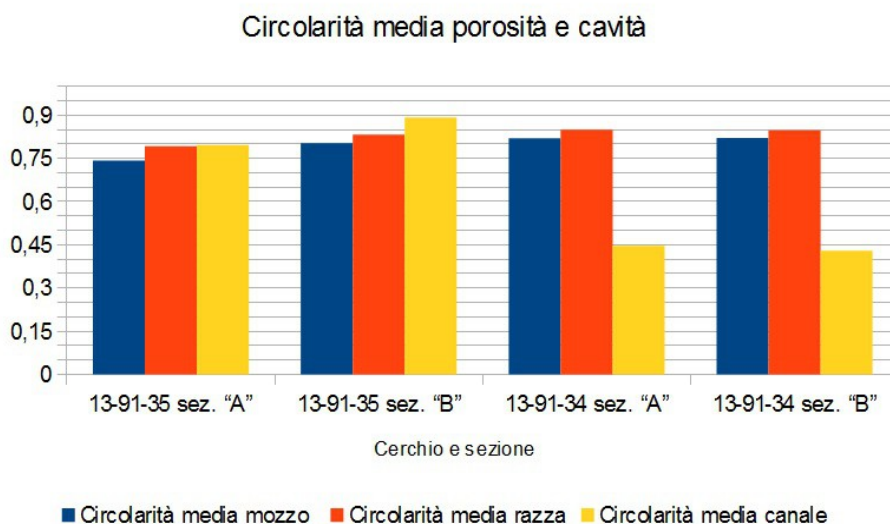


Figura 3.18 – Andamento dei valori di circolarità media di porosità e cavità nelle sezioni analizzate.

3.6 Mappatura dei film e bi-film d'ossido su ruote monoblocco

Per ogni sezione sono riportate le immagini della mappatura dei film d'ossido e le tabelle riassuntive con le principali caratteristiche dei difetti. Gli ossidi sono stati numerati in modo crescente all'interno di ogni zona delle sezioni. Le zone n° 1 e 2 corrispondono, come già riportato in precedenza, al mozzo e alla razza; la zona n° 3 copre la superficie in prossimità del bordo esterno mentre le zone n° 4 e 5 sono posizionate nel canale. Vi è una lieve differenza nelle zone del cerchio # 13-91-35 sezione "A", dove il mozzo e la razza sono mappati impiegando tre zone anziché due. Per ogni sezione sono riportate tre immagini che rappresentano nel dettaglio la mappatura dei film d'ossido nel mozzo e razza, nel bordo esterno e nel canale. Il numero identificativo di ogni film è proporzionale alla lunghezza del difetto, con gli ossidi di dimensioni maggiori che risultano mappati tramite un numero più grande. Per ogni sezione, successivamente alle figure riportanti la mappatura, sono state compilate tre tabelle. Nella prima i film sono suddivisi per zona d'appartenenza ed elencati secondo la numerazione delle mappe, che prevede di assegnare i numeri più bassi agli ossidi posizionati verso l'ingresso della cavità stampo. Per ogni difetto è riportata la lunghezza della dimensione principale e l'intervallo di spessore entro cui va a posizionarsi, entrambi in μm . Inoltre sono indicati i valori dell'area totale della sezione e delle singole zone. Nella seconda tabella sono riportati il valore dell'area disponibile attorno ad ogni difetto nell'ipotesi di ossidi equispaziati, la lunghezza totale ottenuta sommando le singole lunghezze dei film e la lunghezza media dei difetti. Nella terza tabella, oltre alle percentuali di film d'ossido giovani e film d'ossido vecchi sono presenti le distribuzioni per intervalli di lunghezza e di spessore, che saranno riprese alla fine del paragrafo con diagrammi a barre riassuntivi.

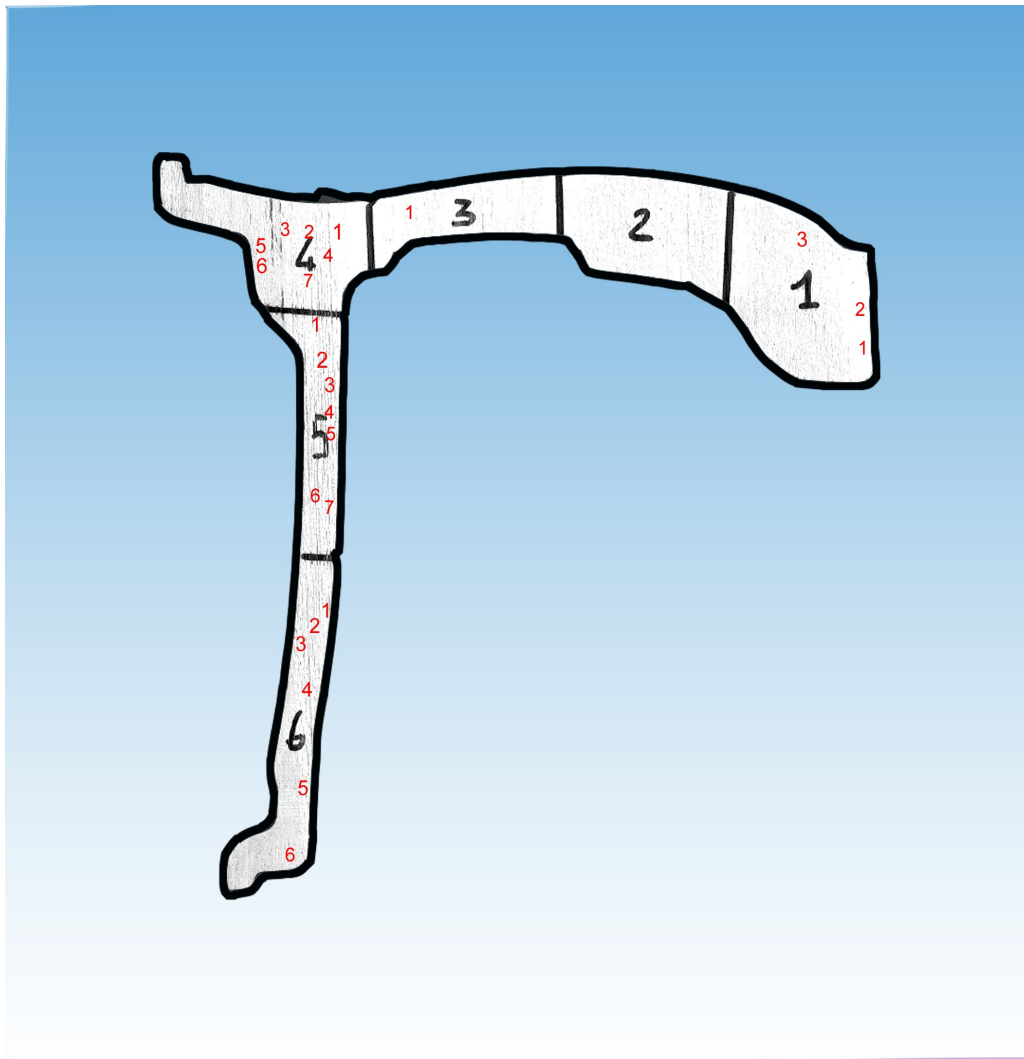


Figura 3.19 – Mappatura dei film d'ossido sul cerchio # 13-91-35, sezione "A". La numerazione delle zone e dei film è la stessa utilizzata nella tabella 3.10 e assegna, all'interno di ogni zona, i numeri più bassi ai difetti maggiormente vicini all'attacco di colata (mozzo).

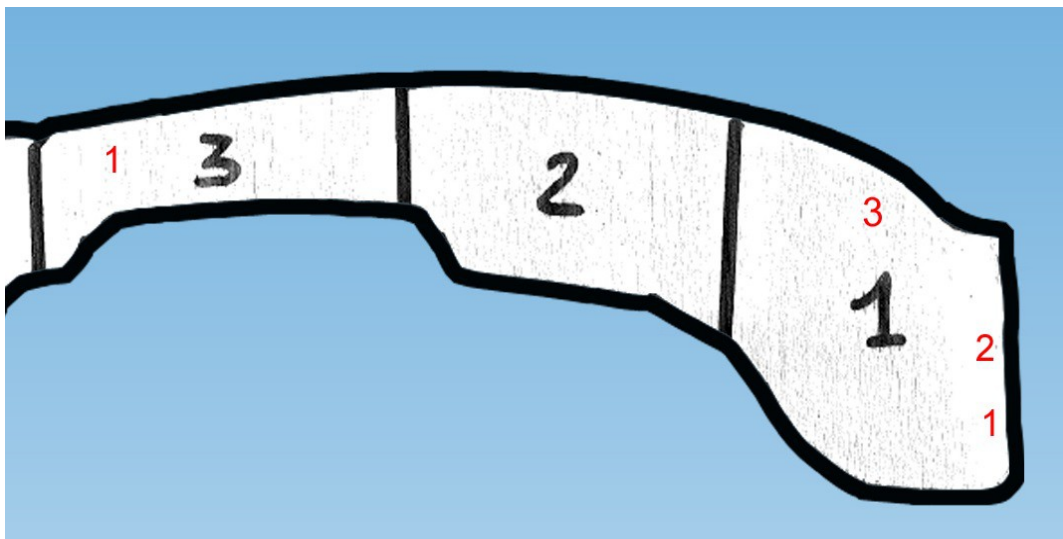


Figura 3.20 – Mappatura dei film ossido: dettaglio delle zone mozzo e razza, cerchio # 13-91-35, sezione "A".

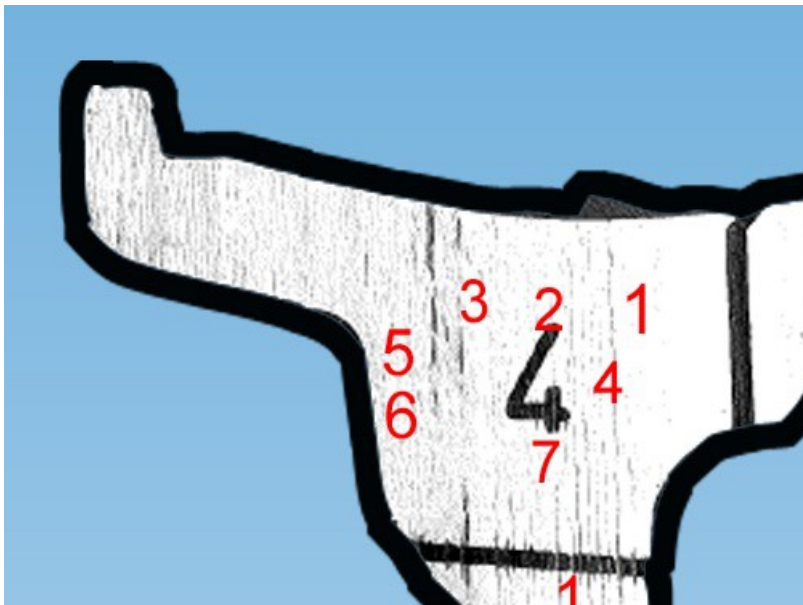


Figura 3.21 – Mappatura dei film d'ossido: dettaglio della zona bordo esterno, cerchio # 13-91-35, sezione “A”.

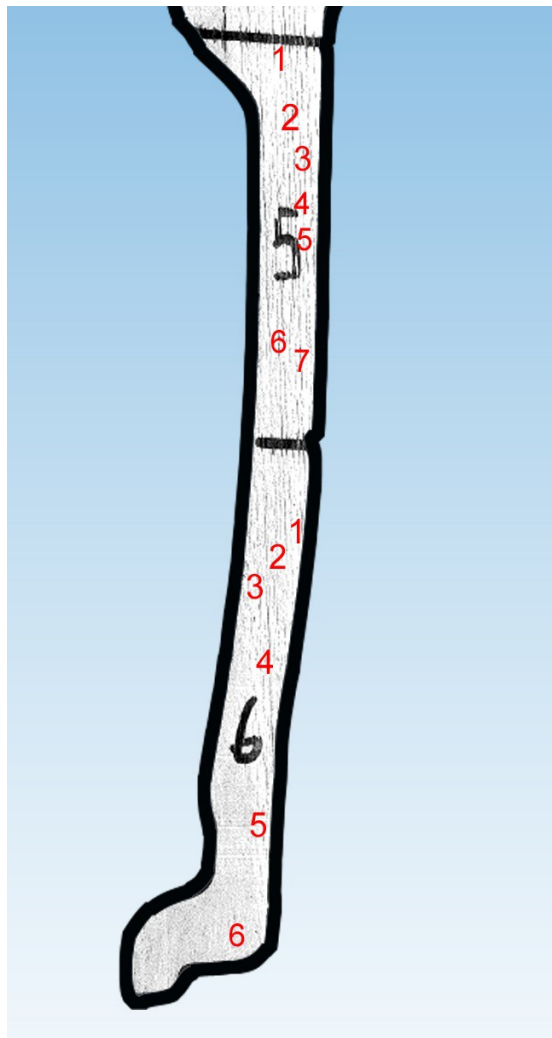


Figura 3.22 - Mappatura dei film d'ossido: dettaglio delle zone canale e bordo interno, cerchio # 13-91-35, sezione “A”.

Cerchio monoblocco # 13-91-35 sezione “A”. Velocità di riempimento stampo = 8 mbar/s. Filtro a maglia metallica.

Zona 1			Zona 2			Zona 3			Zona 4			Zona 5			Zona 6		
Area totale sezione = 8623 mm ²																	
Area zona 1 1705 mm ²			Area zona 2 1144 mm ²			Area zona 3 1722 mm ²			Area zona 4 1722 mm ²			Area zona 5 1140 mm ²			Area zona 6 1190 mm ²		
N°	Lun= ghezz a μm	Spes= sore μm	N°	Lun= ghezz a μm	Spes= sore μm	N°	Lun= ghezz a μm	Spes= sore μm	N°	Lun= ghezza μm	Spes= sore μm	N°	Lun= ghezza μm	Spes= sore μm	N°	Lun= ghezza μm	Spes= sore μm
1	86	3÷5	1	-	-	1	83	0÷1	1	235	3÷5	1	188	1÷3	1	133	0÷1
2	69	1÷3	2	-	-	2	-	-	2	66	1÷3	2	252	0÷1	2	128	0÷1
3	107	1÷3	3	-	-	3	-	-	3	88	1÷3	3	150	1÷3	3	130	0÷1
4	-	-	4	-	-	4	-	-	4	79	3÷5	4	91	0÷1	4	169	3÷5
5	-	-	5	-	-	5	-	-	5	159	3÷5	5	73	1÷3	5	129	0÷1
6	-	-	6	-	-	6	-	-	6	137	1÷3	6	93	1÷3	6	28	0÷1
7	-	-	7	-	-	7	-	-	7	68	1÷3	7	39	0÷1	7	-	-

Tabella 3.10 – Lunghezza della dimensione principale e spessore dei film d'ossido; area superficiale complessiva della sezione e delle singole zone; cerchio # 13-91-35, sezione “A”.

Area superficiale per film d'ossido, mm ² /ossido	359
Lunghezza totale film d'ossido [mm]	2,78
Lunghezza media film d'ossido [μm]	116

Tabella 3.11 – Area superficiale attorno ad ogni film nell'ipotesi di difetti equispaziati, lunghezza totale dei film d'ossido nella sezione e lunghezza media dei difetti.

Distribuzione intervalli lunghezze		Distribuzione intervalli spessore	
μm	Quantità	μm	Quantità
0÷20	0	0÷1	9
21÷50	2	1÷3	10
51÷100	10	3÷5	5
101÷200	10	5÷10	-
201÷300	2	10 +	-
301÷400	-	% ossidi giovani	38
401÷500	-	% ossidi vecchi	62
501÷700	-	Spessore medio [μm]	2,06
701÷1000	-		
Totale	24	Totale	24

Tabella 3.12 – Con le distribuzioni di lunghezza e spessore si elencano i film che ricadono all'interno di ogni intervallo; la tabella riporta inoltre le percentuali di ossidi giovani e vecchi, lo spessore medio e il numero totale di film d'ossido nella sezione # 13-91-35 “A”.

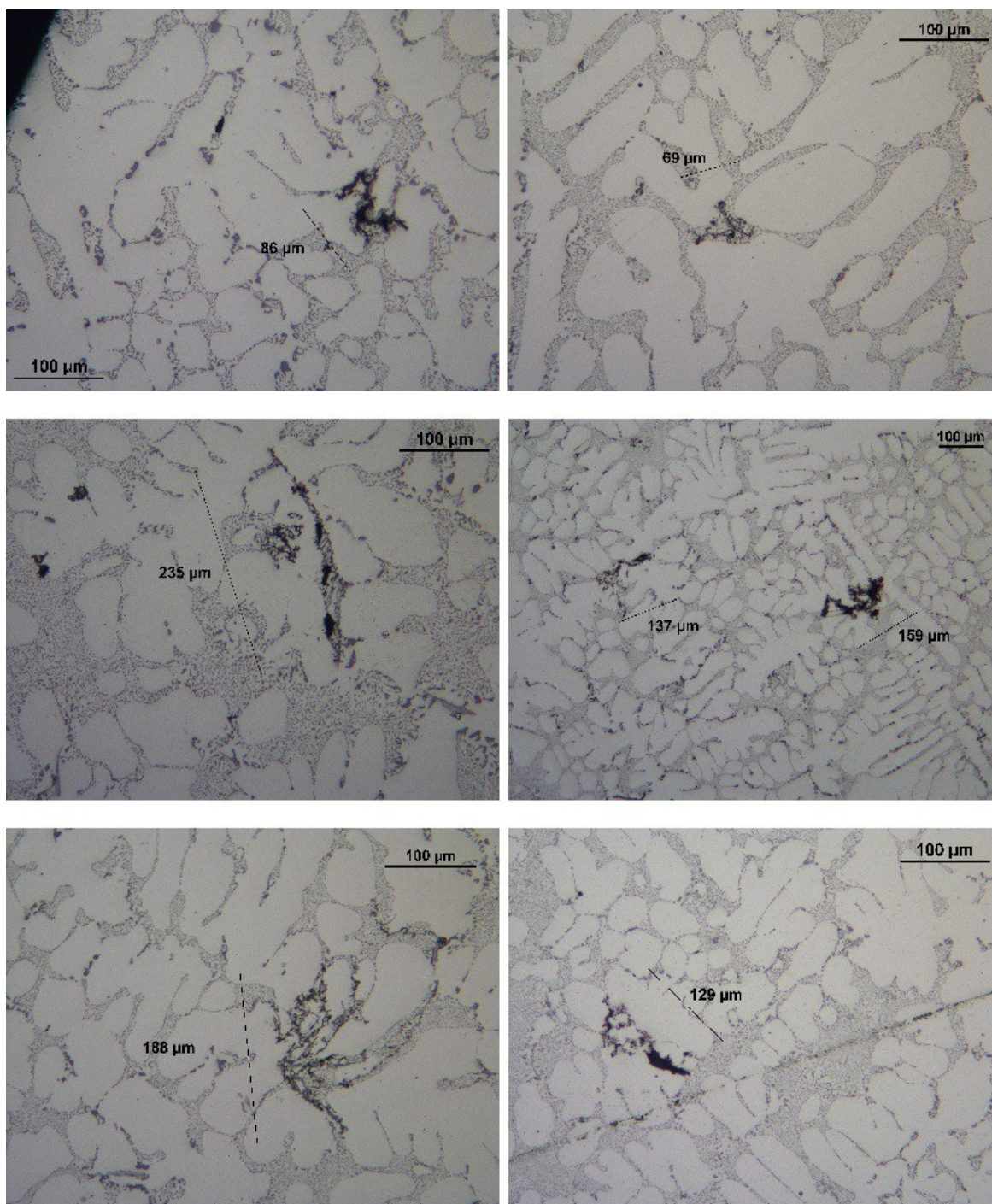


Figura 3.23 – Micrografie di alcuni film d'ossido sulla superficie lucidata della sezione “A”, cerchio # 13-91-35. In alto, difetti posizionati nel mozzo. Al centro, difetti nella zona del bordo esterno. In basso, film d'ossido nel canale del cerchio. I film d'ossido individuati su questa sezione hanno esibito spessori ridotti, corrispondenti a limitati tempi d'accrescimento. Il difetto nella figura in alto a sinistra (lunghezza pari a 86 µm) ha uno spessore compreso tra 3 µm e 5 µm e rientra tra i pochi film vecchi presenti. Inoltre gli ossidi in sezione sono di rado associati a porosità o cavità.

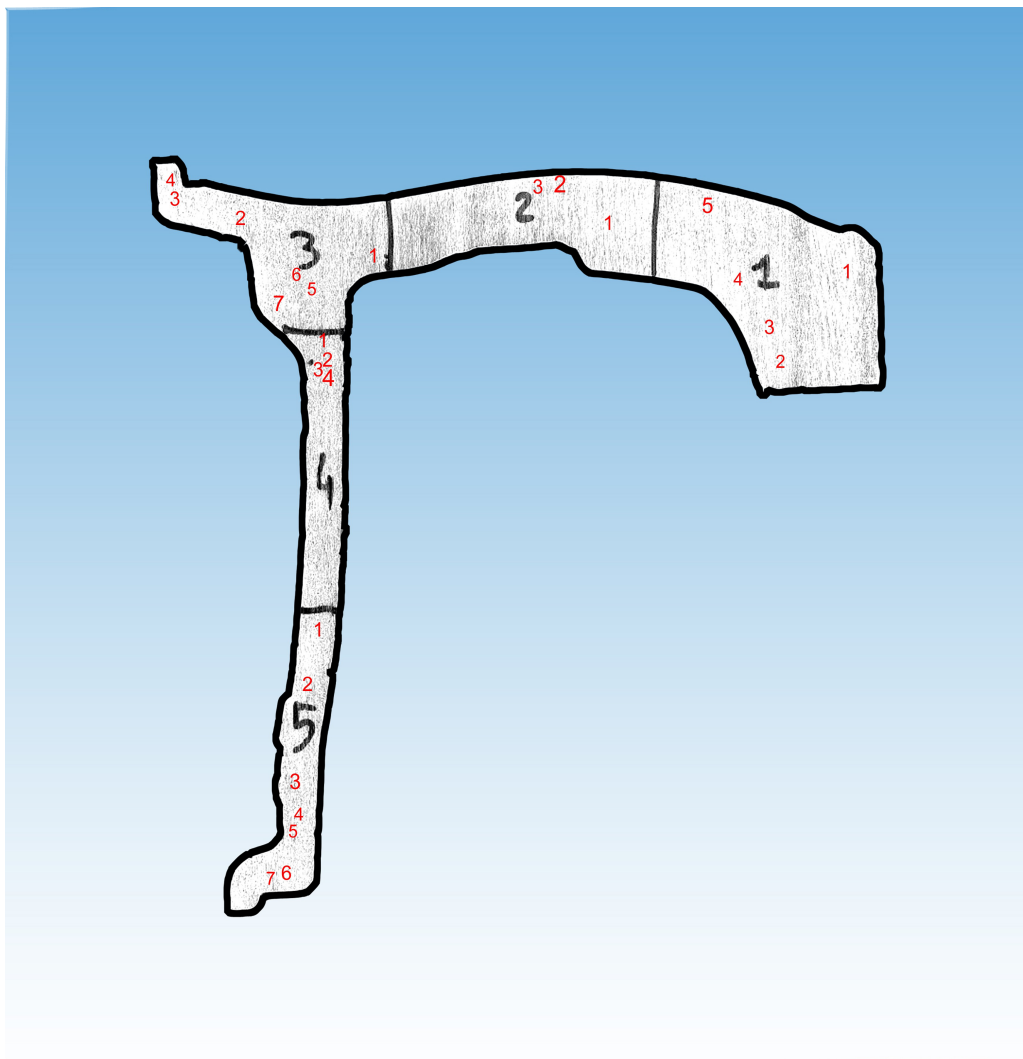


Figura 3.24 – Mappatura dei film d'ossido sul cerchio # 13-91-35, sezione “B”. La numerazione delle zone e dei film è la stessa utilizzata nella tabella 3.13 e assegna, all'interno di ogni zona, i numeri più bassi ai difetti maggiormente vicini all'attacco di colata (mozzo).

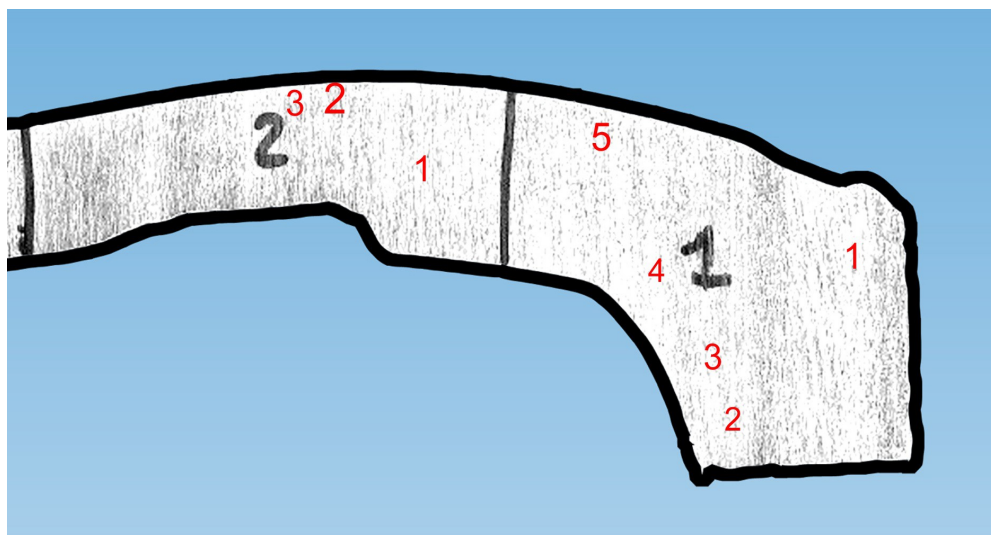


Figura 3.25 – Mappatura dei film ossido: dettaglio delle zone mozzo e razza, cerchio # 13-91-35, sezione “B”.

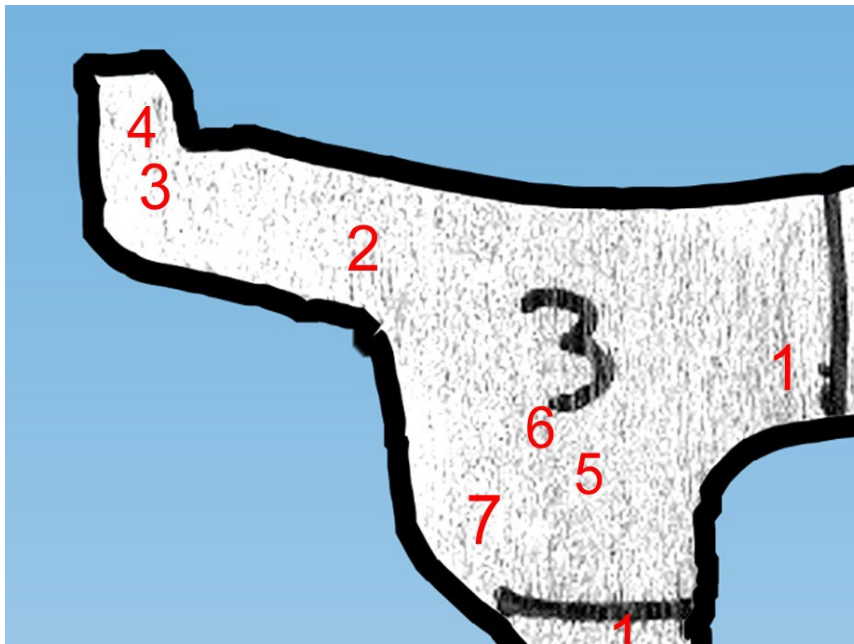


Figura 3.26 – Mappatura dei film d'ossido: dettaglio della zona bordo esterno, cerchio # 13-91-35, sezione “B”.

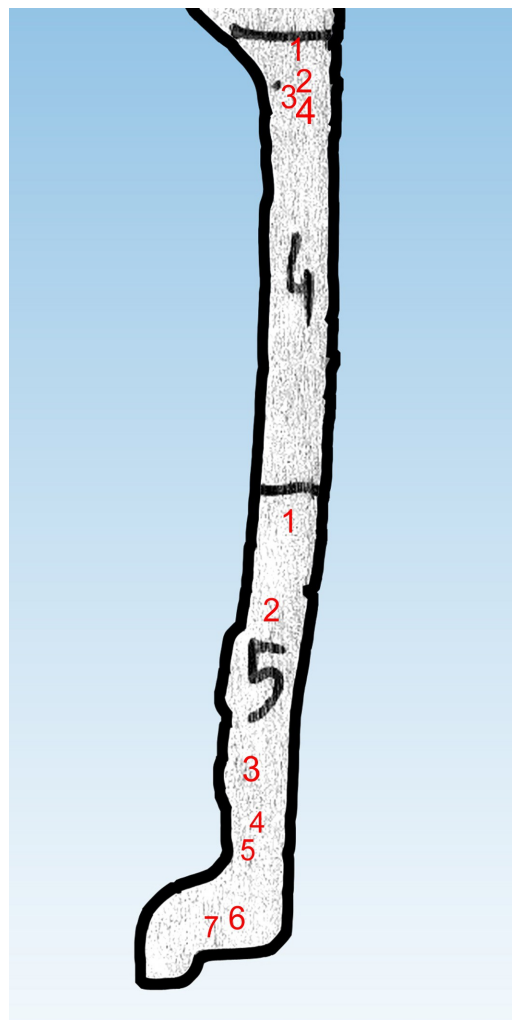


Figura 3.27 - Mappatura dei film d'ossido: dettaglio delle zone canale e bordo interno, cerchio # 13-91-35, sezione “B”.

Cerchio monoblocco # 13-91-35 sezione “B”. Velocità di riempimento stampo = 8 mbar/s. Filtro a maglia metallica.

Zona 1			Zona 2			Zona 3			Zona 4			Zona 5		
Area totale sezione = 10062 mm ²														
Area zona 1 3264 mm ²			Area zona 2 2549 mm ²			Area zona 3 1782 mm ²			Area zona 4 1104 mm ²			Area zona 5 1363 mm ²		
N°	Lun= ghezza μm	Spes= sore μm	N°	Lun= ghezza μm	Spes= sore μm	N°	Lun= ghezza μm	Spes= sore μm	N°	Lun= ghezza μm	Spes=s ore μm	N°	Lun= ghezza μm	Spes= sore μm
1	134	1÷3	1	107	1÷3	1	112	0÷1	1	166	3÷5	1	111	1÷3
2	68	0÷1	2	345	3÷5	2	124	0÷1	2	153	0÷1	2	174	0÷1
3	128	0÷1	3	136	1÷3	3	164	1÷3	3	124	0÷1	3	210	3÷5
4	81	0÷1	4	-	-	4	16	0÷1	4	339	1÷3	4	88	1÷3
5	221	3÷5	5	-	-	5	81	0÷1	5	-	-	5	70	0÷1
6	-	-	6	-	-	6	96	0÷1	6	-	-	6	222	0÷1
7	-	-	7	-	-	7	204	1÷3	7	-	-	7	52	0÷1

Tabella 3.13 – Lunghezza della dimensione principale e spessore dei film d'ossido; area superficiale complessiva della sezione e delle singole zone; cerchio # 13-91-35, sezione “B”.

Area superficiale per ossido, mm ² /ossido	387
Lunghezza totale film d'ossido [mm]	3,726
Lunghezza media film d'ossido [μm]	143

Tabella 3.14 – Area superficiale attorno ad ogni film nell'ipotesi di difetti equispaziati, lunghezza totale dei film d'ossido nella sezione e lunghezza media dei difetti.

Distribuzione intervalli lunghezze		Distribuzione intervalli spessore	
μm	Quantità	μm	Quantità
0÷20	1	0÷1	14
21÷50	1	1÷3	8
51÷100	6	3÷5	4
101÷200	12	5÷10	-
201÷300	4	10 +	-
301÷400	2	% ossidi giovani	54
401÷500	-	% ossidi vecchi	46
501÷700	-	Spessore medio [μm]	1,76
701÷1000	-		
Totale	26	Totale	26

Tabella 3.15 – Con le distribuzioni di lunghezza e spessore si elencano i film che ricadono all'interno di ogni intervallo; la tabella riporta inoltre le percentuali di ossidi giovani e vecchi, lo spessore medio e il numero totale di film d'ossido nella sezione # 13-91-35 “B”.

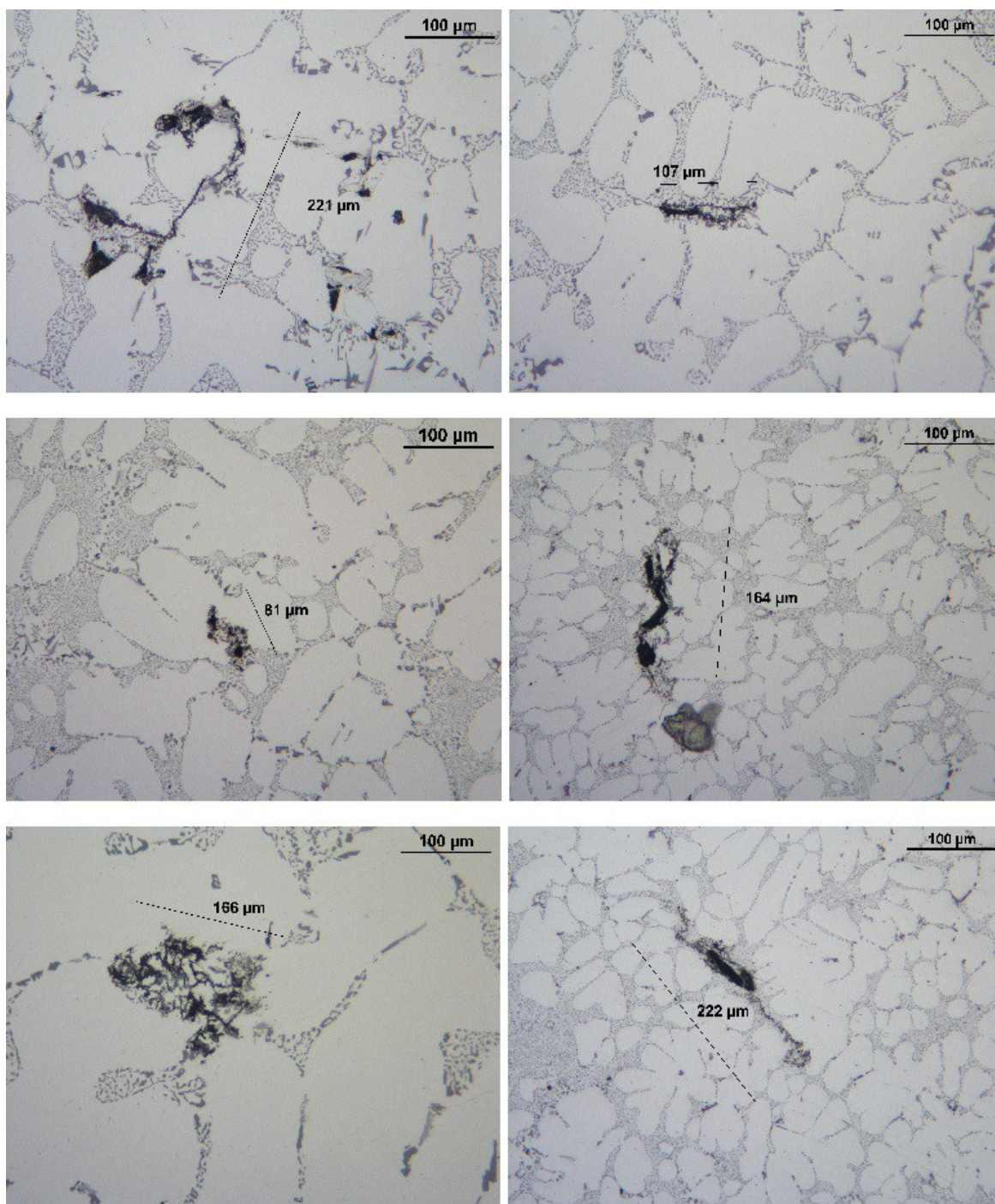


Figura 3.28– Micrografie di alcuni film d'ossido sulla superficie lucidata della sezione “B”, cerchio # 13-91-35. In alto, difetti posizionati nel mozzo. Al centro, difetti nella zona del bordo esterno. In basso, film d'ossido nel canale del cerchio. Le caratteristiche morfologiche dei film sono simili a quelle della sezione “A” del medesimo cerchio. La differenza principale risiede nella lunghezza dei film, che qui sono leggermente più estesi.

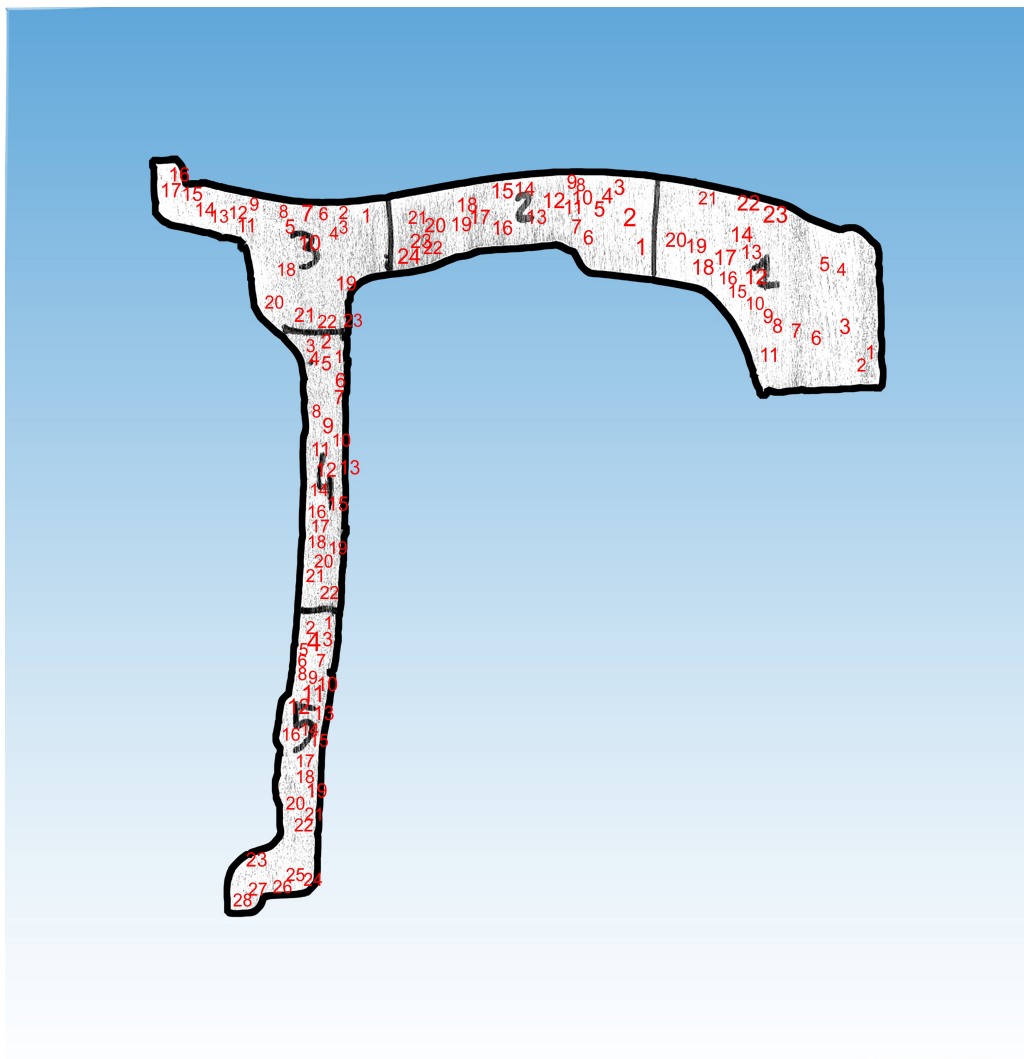


Figura 3.29 – Mappatura dei film d'ossido sul cerchio # 13-91-34, sezione “A”. La numerazione delle zone e dei film è la stessa utilizzata nella tabella 3.16 e assegna, all'interno di ogni zona, i numeri più bassi ai difetti maggiormente vicini all'attacco di colata (mozzo).

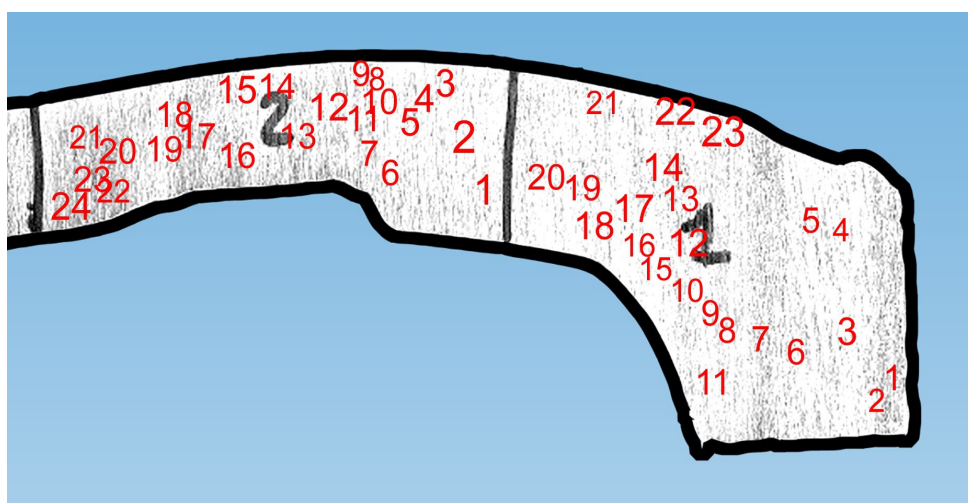


Figura 3.30 – Mappatura dei film ossido: dettaglio delle zone mozzo e razza, cerchio # 13-91-34, sezione “A”.

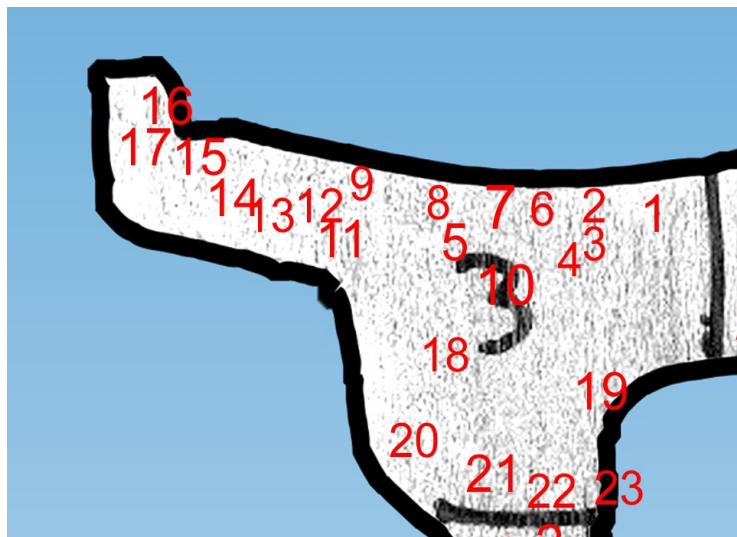


Figura 3.31 – Mappatura dei film d'ossido: dettaglio della zona bordo esterno, cerchio # 13-91-34, sezione “A”.

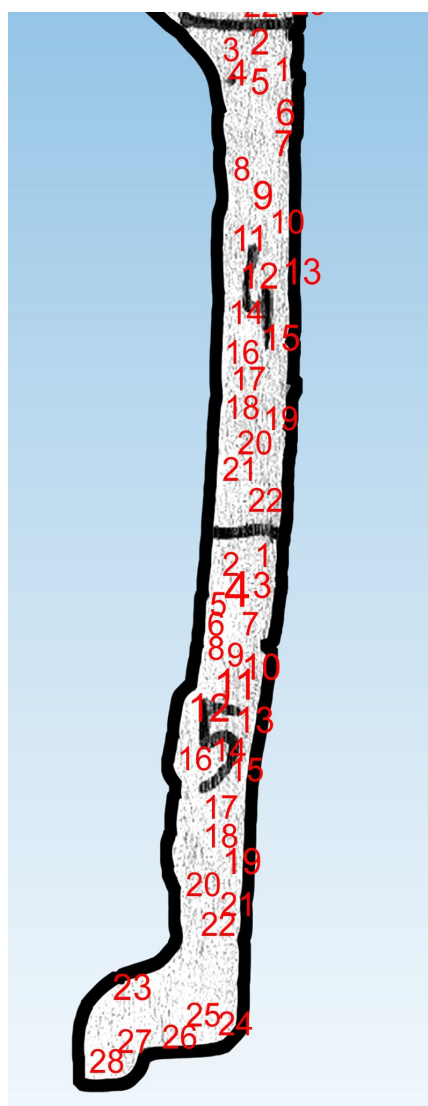


Figura 3.32 - Mappatura dei film d'ossido: dettaglio delle zone canale e bordo interno, cerchio # 13-91-34, sezione “A”.

Cerchio monoblocco # 13-91-34 sezione "A". Velocità di riempimento stampo = 18 mbar/s. Filtro a maglia metallica.

Zona 1			Zona 2			Zona 3			Zona 4			Zona 5		
Area totale sezione = 11065 mm ²														
Area zona 1 3622 mm ²			Area zona 2 3195 mm ²			Area zona 3 1916 mm ²			Area zona 4 1122 mm ²			Area zona 5 1210 mm ²		
N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes=s ore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore
	μm	μm		μm	μm		μm	μm		μm	μm		μm	μm
1	120	1÷3	1	303	1÷3	1	118	0÷1	1	96	0÷1	1	62	0÷1
2	77	1÷3	2	452	1÷3	2	94	0÷1	2	124	1÷3	2	66	0÷1
3	247	0÷1	3	233	0÷1	3	42	0÷1	3	70	0÷1	3	106	1÷3
4	77	0÷1	4	278	0÷1	4	84	1÷3	4	145	1÷3	4	574	3÷5
5	151	0÷1	5	248	0÷1	5	136	1÷3	5	119	0÷1	5	24	0÷1
6	179	0÷1	6	161	0÷1	6	90	1÷3	6	131	3÷5	6	37	1÷3
7	166	0÷1	7	183	0÷1	7	332	1÷3	7	147	1÷3	7	95	0÷1
8	120	0÷1	8	75	0÷1	8	94	1÷3	8	65	0÷1	8	30	0÷1
9	149	0÷1	9	122	0÷1	9	41	1÷3	9	240	0÷1	9	26	0÷1
10	96	0÷1	10	175	0÷1	10	223	1÷3	10	69	0÷1	10	359	0÷1
11	125	0÷1	11	145	0÷1	11	122	1÷3	11	102	0÷1	11	110	0÷1
12	233	0÷1	12	211	0÷1	12	57	1÷3	12	111	0÷1	12	298	0÷1
13	107	0÷1	13	135	0÷1	13	79	1÷3	13	82	0÷1	13	103	3÷5
14	267	1÷3	14	164	1÷3	14	149	1÷3	14	96	1÷3	14	38	0÷1
15	55	0÷1	15	224	0÷1	15	28	0÷1	15	159	1÷3	15	46	0÷1
16	25	0÷1	16	113	0÷1	16	55	0÷1	16	58	0÷1	16	43	0÷1
17	242	0÷1	17	188	0÷1	17	80	1÷3	17	54	3÷5	17	42	0÷1
18	220	1÷3	18	127	0÷1	18	99	0÷1	18	43	5÷10	18	90	1÷3
19	120	0÷1	19	160	0÷1	19	101	0÷1	19	36	0÷1	19	117	1÷3
20	167	0÷1	20	151	0÷1	20	95	0÷1	20	44	0÷1	20	37	0÷1
21	41	1÷3	21	61	0÷1	21	111	0÷1	21	38	0÷1	21	27	0÷1
22	238	0÷1	22	89	0÷1	22	40	1÷3	22	97	0÷1	22	41	0÷1
23	242	0÷1	23	140	0÷1	23	43	0÷1	23	-	-	23	149	0÷1
24	-	-	24	207	0÷1	24	-	-	24	-	-	24	41	0÷1
25	-	-	25	-	-	25	-	-	25	-	-	25	44	0÷1
26	-	-	26	-	-	26	-	-	26	-	-	26	22	0÷1
27	-	-	27	-	-	27	-	-	27	-	-	27	58	1÷3
28	-	-	28	-	-	28	-	-	28	-	-	28	247	1÷3

Tabella 3.16 – Lunghezza della dimensione principale e spessore dei film d'ossido; area superficiale complessiva della sezione e delle singole zone; cerchio # 13-91-34, sezione "A".

Area superficiale per ossido, mm ² /ossido	92
Lunghezza totale film d'ossido [mm]	15,18
Lunghezza media film d'ossido [μm]	128,5

Tabella 3.17 – Area superficiale attorno ad ogni film nell'ipotesi di difetti equispaziati, lunghezza totale dei film d'ossido nella sezione e lunghezza media dei difetti.

Distribuzione intervalli lunghezze		Distribuzione intervalli spessore	
μm	Quantità	μm	Quantità
0÷20	0	0÷1	84
21÷50	25	1÷3	30
51÷100	31	3÷5	5
101÷200	42	5÷10	1
201÷300	17	10 +	0
301÷400	3	% ossidi giovani	70
401÷500	1	% ossidi vecchi	30
501÷700	1	Spessore medio [μm]	1,43
701÷1000	0		
Totale	120	Totale	120

Tabella 3.18 – Con le distribuzioni di lunghezza e spessore si elencano i film che ricadono all'interno di ogni intervallo; la tabella riporta inoltre le percentuali di ossidi giovani e vecchi, lo spessore medio e il numero totale di film d'ossido nella sezione # 13-91-34 “A”.

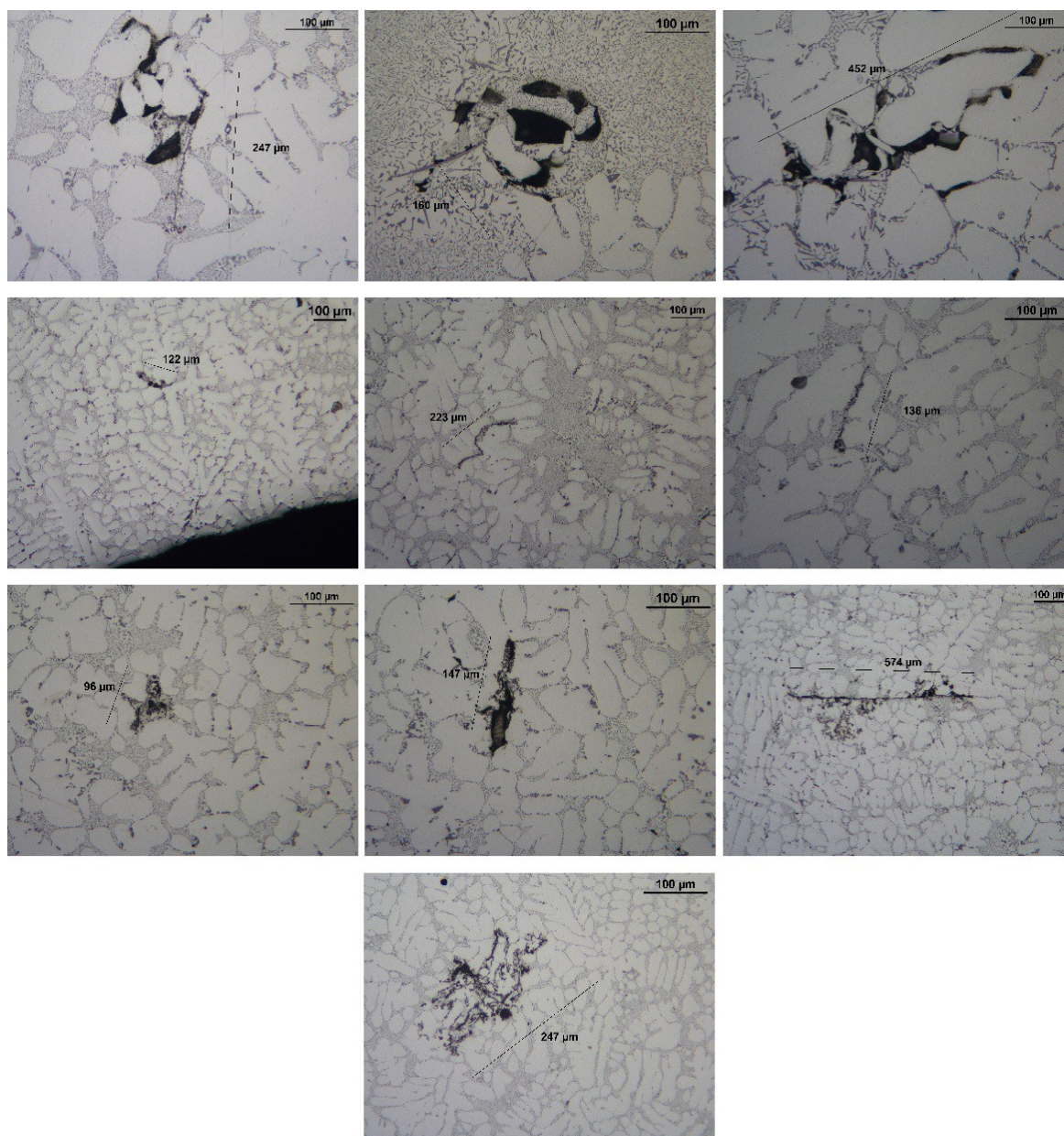


Figura 3.33– Micrografie di alcuni film d'ossido sulla superficie lucidata della sezione “A”, cerchio # 13-91-34. Nella prima fila di immagini in alto, difetti posizionati nel mozzo. Nella seconda fila di immagini, difetti nella zona del bordo esterno. Nella terza fila di immagini, film d'ossido nel canale del cerchio. In basso, un esempio di film d'ossido in prossimità del bordo interno. Nella prima fila, relativamente all'ossido con lunghezza pari a 160 µm, si può notare come il difetto sia posizionato tra una zona di fase α -Al e una porzione di eutettico. In prossimità del film trovano posto inoltre intermetallici a base Fe: fase β , fase π e fase α a ideogramma cinese. Nell'immagine al centro della terza fila si nota una cavità da ritiro che copia il bordo delle dendriti alla quale il film è connesso.

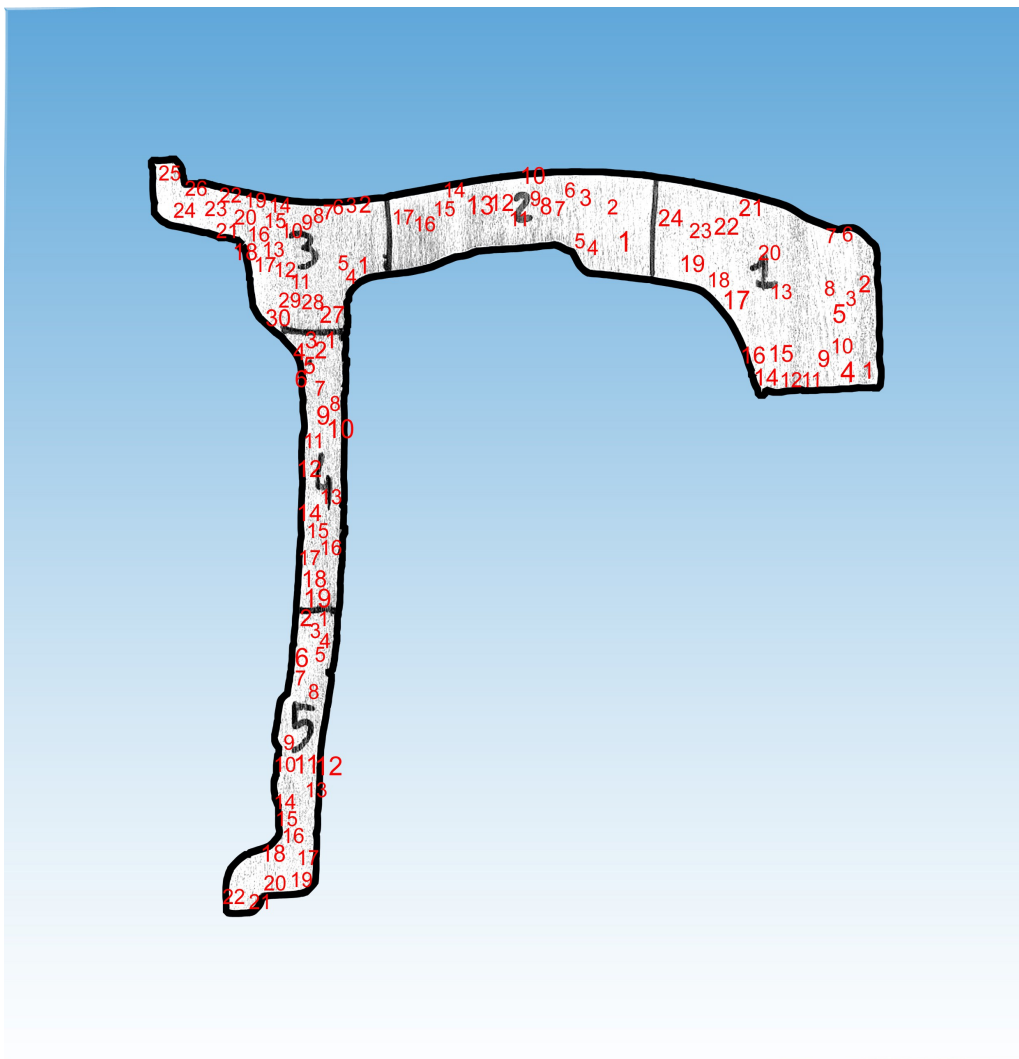


Figura 3.34 – Mappatura dei film d'ossido sul cerchio # 13-91-34, sezione “B”. La numerazione delle zone e dei film è la stessa utilizzata nella tabella 3.19 e assegna, all'interno di ogni zona, i numeri più bassi ai difetti maggiormente vicini all'attacco di colata (mozzo).

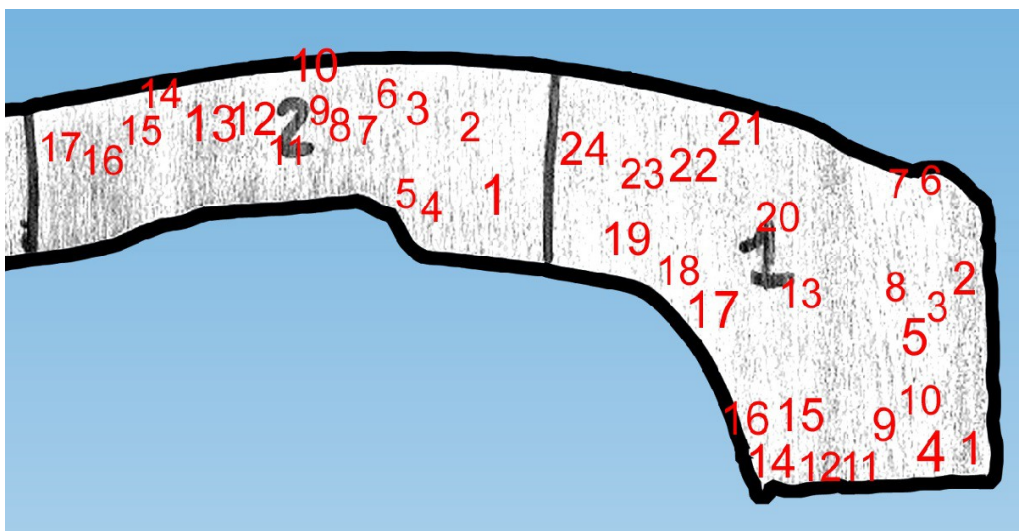


Figura 3.35 – Mappatura dei film ossido: dettaglio delle zone mozzo e razza, cerchio # 13-91-34, sezione “B”.

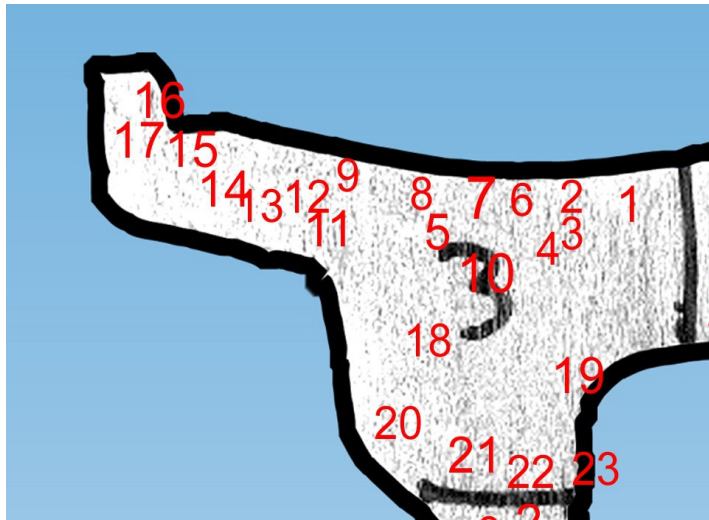


Figura 3.36 - Mappatura dei film d'ossido: dettaglio della zona bordo esterno, cerchio # 13-91-34, sezione "B".

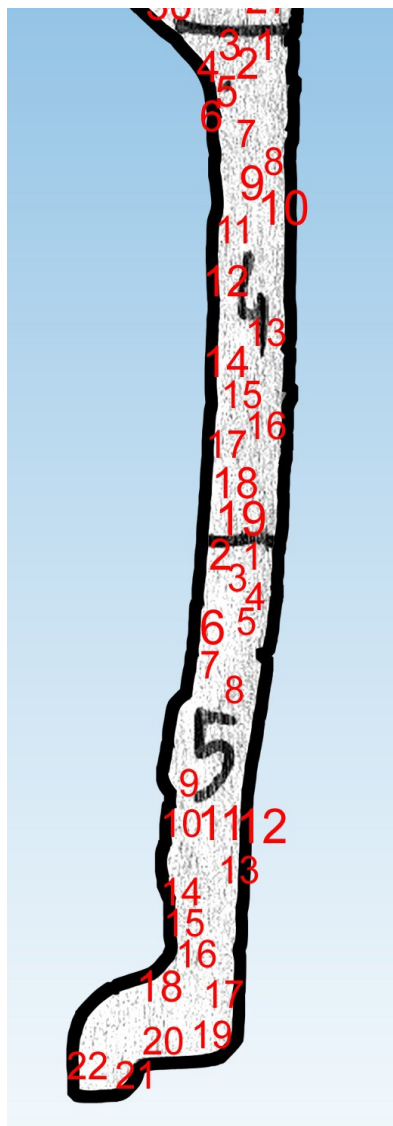


Figura 3.37 - Mappatura dei film d'ossido: dettaglio delle zone canale e bordo interno, cerchio # 13-91-34, sezione "B".

Cerchio monoblocco # 13-91-34 sezione “B”. Velocità di riempimento stampo = 18 mbar/s. Filtro a maglia metallica.

Zona 1			Zona 2			Zona 3			Zona 4			Zona 5		
Area totale sezione = 9859 mm ²														
Area zona 1 3189 mm ²			Area zona 2 2328 mm ²			Area zona 3 1835 mm ²			Area zona 4 975 mm ²			Area zona 5 1322 mm ²		
N°	Lun= ghezza μm	Spes= sore μm	N°	Lun= ghezza μm	Spes= sore μm	N°	Lun= ghezza μm	Spes= sore μm	N°	Lun= ghezza μm	Spes=s ore μm	N°	Lun= ghezza μm	Spes= sore μm
1	220	0÷1	1	309	0÷1	1	158	0÷1	1	81	0÷1	1	135	1÷3
2	114	0÷1	2	98	0÷1	2	123	0÷1	2	34	0÷1	2	131	1÷3
3	65	0÷1	3	185	1÷3	3	153	0÷1	3	115	0÷1	3	75	0÷1
4	347	0÷1	4	89	1÷3	4	21	0÷1	4	180	1÷3	4	42	0÷1
5	228	0÷1	5	75	0÷1	5	40	0÷1	5	103	0÷1	5	77	1÷3
6	53	0÷1	6	78	0÷1	6	39	0÷1	6	190	1÷3	6	235	0÷1
7	82	1÷3	7	103	0÷1	7	82	0÷1	7	67	1÷3	7	72	0÷1
8	83	0÷1	8	64	0÷1	8	65	1÷3	8	86	0÷1	8	21	0÷1
9	110	0÷1	9	94	0÷1	9	39	0÷1	9	271	10 +	9	73	0÷1
10	46	0÷1	10	171	1÷3	10	53	0÷1	10	247	1÷3	10	88	0÷1
11	59	0÷1	11	63	0÷1	11	76	0÷1	11	91	0÷1	11	209	0÷1
12	29	0÷1	12	128	0÷1	12	81	0÷1	12	162	1÷3	12	295	0÷1
13	55	1÷3	13	206	0÷1	13	44	1÷3	13	97	0÷1	13	19	1÷3
14	143	0÷1	14	64	0÷1	14	36	1÷3	14	125	0÷1	14	57	1÷3
15	133	0÷1	15	162	0÷1	15	90	1÷3	15	69	0÷1	15	46	1÷3
16	136	1÷3	16	70	1÷3	16	60	1÷3	16	89	0÷1	16	26	1÷3
17	257	0÷1	17	44	÷0÷1	17	48	5÷10	17	82	0÷1	17	51	1÷3
18	85	0÷1	18	-	-	18	110	3÷5	18	168	0÷1	18	122	5÷10
19	174	0÷1	19	-	-	19	69	1÷3	19	286	3÷5	19	46	1÷3
20	91	0÷1	20	-	-	20	80	1÷3	20	-	-	20	71	1÷3
21	130	0÷1	21	-	-	21	75	0÷1	21	-	-	21	20	1÷3
22	173	1÷3	22	-	-	22	83	0÷1	22	-	-	22	27	1÷3
23	76	1÷3	23	-	-	23	45	1÷3	23	-	-	23	-	-
24	189	0÷1	24	-	-	24	95	0÷1	24	-	-	24	-	-
25	-	-	25	-	-	25	49	0÷1	25	-	-	25	-	-
26	-	-	26	-	-	26	44	0÷1	26	-	-	26	-	-
27	-	-	27	-	-	27	86	3÷5	27	-	-	27	-	-
28	-	-	28	-	-	28	92	0÷1	28	-	-	28	-	-
29	-	-	29	-	-	29	188	1÷3	29	-	-	29	-	-
30	-	-	30	-	-	30	155	1÷3	30	-	-	30	-	-

Tabella 3.19 – Lunghezza della dimensione principale e spessore dei film d'ossido; area superficiale complessiva della sezione e delle singole zone; cerchio # 13-91-34, sezione “B”.

Area superficiale per ossido, mm ² /ossido	88
Lunghezza totale film d'ossido [mm]	11,94
Lunghezza media film d'ossido [μm]	106

Tabella 3.20 – Area superficiale attorno ad ogni film nell'ipotesi di difetti equispaziati, lunghezza totale dei film d'ossido nella sezione e lunghezza media dei difetti.

Distribuzione intervalli lunghezze		Distribuzione intervalli spessore	
μm	Quantità	μm	Quantità
0÷20	2	0÷1	70
21÷50	20	1÷3	35
51÷100	48	3÷5	4
101÷200	30	5÷10	2
201÷300	10	10 +	1
301÷400	2	% ossidi giovani	63
401÷500	0	% ossidi vecchi	37
501÷700	0	Spessore medio [μm]	1,66
701÷1000	0		
Totale	112	Totale	112

Tabella 3.21 - Con le distribuzioni di lunghezza e spessore si elencano i film che ricadono all'interno di ogni intervallo; la tabella riporta inoltre le percentuali di ossidi giovani e vecchi, lo spessore medio e il numero totale di film d'ossido nella sezione # 13-91-34 “B”.

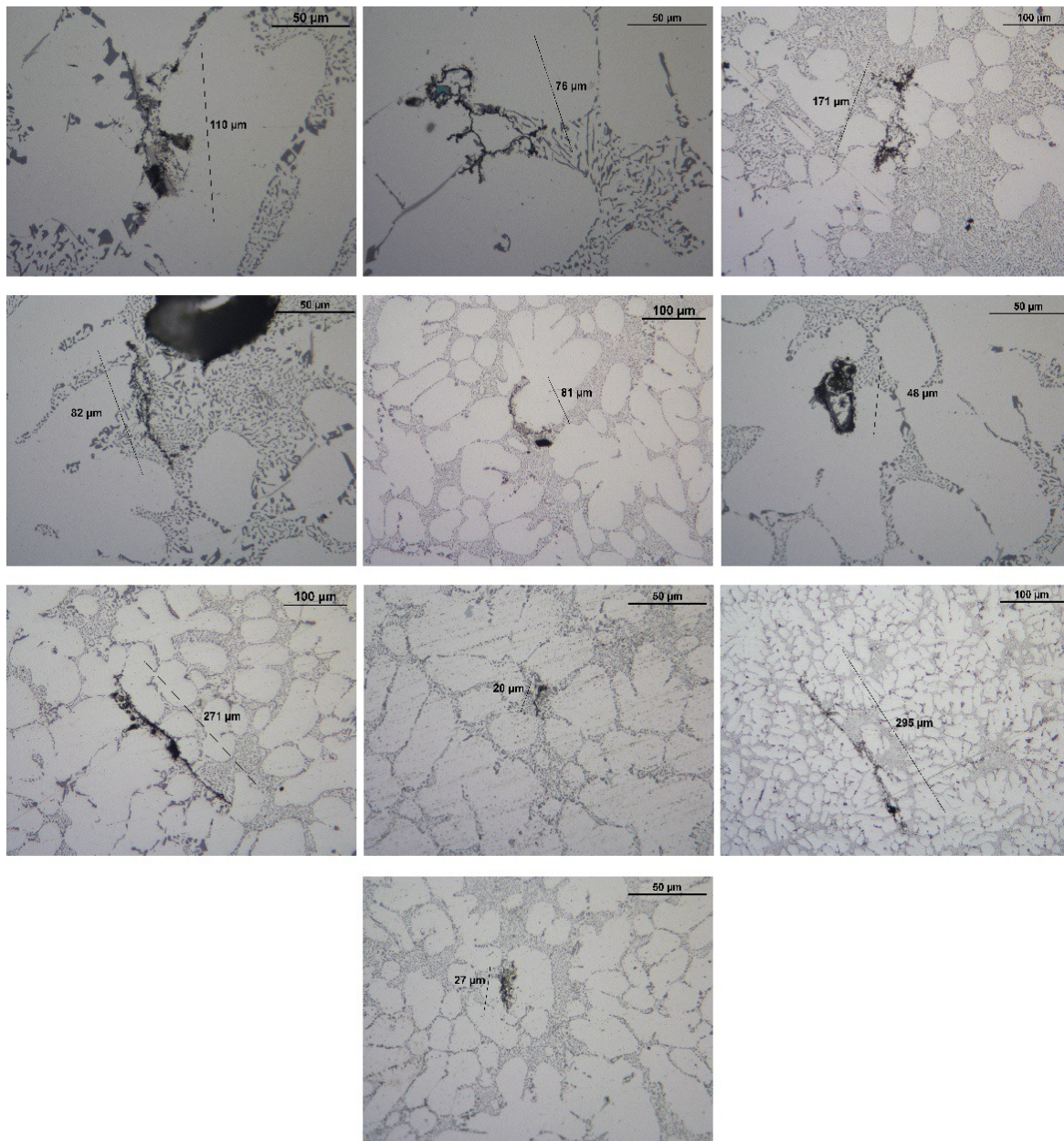


Figura 3.38– Micrografie di alcuni film d'ossido sulla superficie lucidata della sezione “B”, cerchio # 13-91-34. Nella prima fila di immagini in alto, difetti posizionati nel mozzo. Nella seconda fila di immagini, difetti nella zona del bordo esterno. Nella terza fila di immagini, film d'ossido nel canale del cerchio. In basso, un esempio di film d'ossido in prossimità del bordo interno. Si possono notare (terzo film della seconda fila d'immagini e primo film della terza fila) esempi di difetti a spessore elevato (attorno a $10\ \mu\text{m}$).

Per ogni sezione sono stati individuati e mappati i film e bi-film d'ossido presenti. L'analisi è stata effettuata al microscopio ottico impiegando obiettivi da 100x - 200x – 500x. Ogni difetto è stato inizialmente fotografato sfruttando l'apposito software. Il cerchio # 13-91-35 nelle due sezioni “A” e “B” annovera rispettivamente 24 e 26 ossidi mentre il cerchio # 13-91-34 presenta, nelle due sezioni “A” e “B”, 120 e 112 ossidi (figura 3.39).

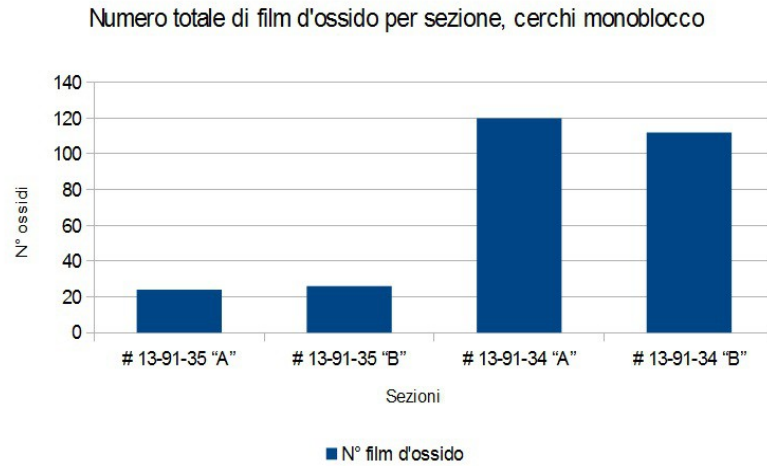


Figura 3.39 – In grafico riporta il numero complessivo di film d'ossido per le quattro sezioni di cerchi monoblocco analizzate. Si può notare il peggioramento della qualità del metallo all'aumentare della velocità di riempimento dello stampo.

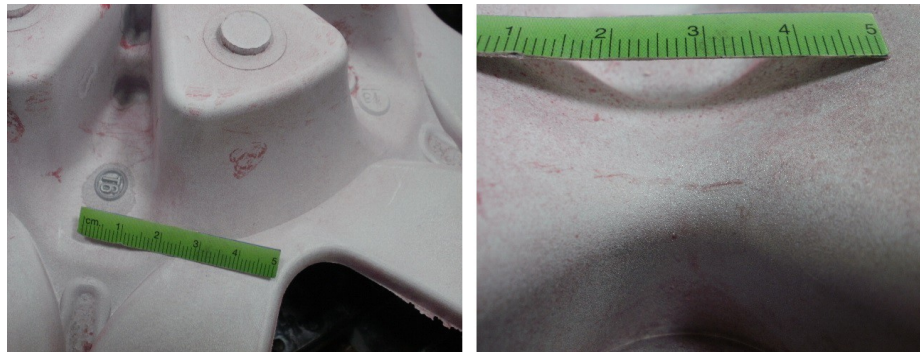


Figura 3.40 – A conferma di quanto ribadito dal grafico in figura 3.39, alcune immagini relative al test svolto preliminarmente con i liquidi penetranti. Nelle immagini, “pelli” d'ossido superficiali di modeste dimensioni sul cerchio # 13-91-35.



Figura 3.41 - “Pelli” d'ossido esterne maggiormente estese sul cerchio # 13-91-34.

Sempre tramite software è stata misurata la dimensione di sviluppo maggiore di ogni film. A partire dai singoli valori la lunghezza media ricavata, sia nelle sezioni relative al cerchio # 13-91-34 sia nelle sezioni relative al cerchio # 13-91-35, si è attestata tra 106 μm (sezione “B” del cerchio # 13-91-34 colato con velocità di riempimento pari a 18 mbar/s) e 143 μm (sezione “A” del cerchio # 13-91-35 colato con velocità di riempimento pari a 8 mbar/s). E' stata valutata la distribuzione delle lunghezze dei singoli film d'ossido: le sezioni del cerchio # 13-91-35 hanno palesato in entrambi i casi una netta maggioranza di ossidi con lunghezza compresa tra 101 μm e 200 μm , presenti con una percentuale del 42% (sezione “A”) e del 46% (sezione “B”) rispetto agli altri intervalli di lunghezze considerati. A seguire, i film d'ossido con una lunghezza compresa tra 51 μm e 100 μm presenti a loro volta in percentuale del 42% e 23%. L'indagine su questo primo cerchio non ha rilevato la presenza di film d'ossido con lunghezza maggiore di 400 μm . I film più sviluppati in lunghezza, localizzati sulla razza e sul canale della sezione “B”, misurano rispettivamente 345 μm e 339 μm (figura 3.42).

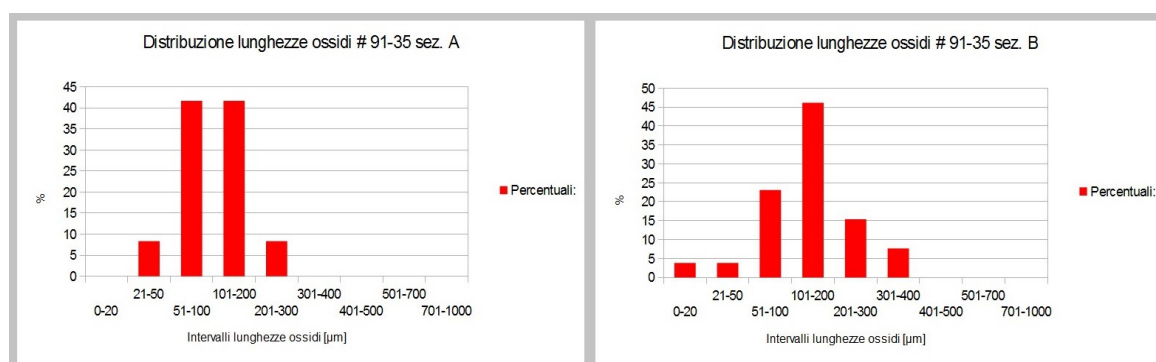


Figura 3.42 – Distribuzione percentuale degli ossidi per lunghezza. A sinistra, cerchio # 13-91-35 sezione “A”; a destra, sezione “B”.

Il cerchio # 13-91-34 di cui allo stesso modo si sono analizzate due sezioni ha riportato in termini di distribuzione delle lunghezze una maggioranza nella sezione “A” di film con lunghezza compresa tra 101 μm e 200 μm (35% dei difetti presenti, figura 3.43); nonostante ciò sono state messe in rilievo dalle analisi discrete percentuali anche dei film d'ossido con lunghezza compresa tra 51 μm e 100 μm e dei film con lunghezza che si posiziona tra 21 μm e 50 μm , rispettivamente il 26% e 21% del totale. I film d'ossido con lunghezza tra 200 μm e 300 μm sono invece risultati essere il 14%. Una situazione simile è stata determinata pure nella sezione “B” del cerchio: il 43% dei film e bi-film d'ossido ha una lunghezza che si assesta tra 51 μm e 100 μm ; il 27% tra 101 μm e 200 μm . I film d'ossido più estesi e presenti nelle sue sezioni “A” e “B” del cerchio # 13-91-34 sono stati individuati nella razza, 452 μm , e nel canale, 574 μm , in entrambi i casi della sezione “A”.

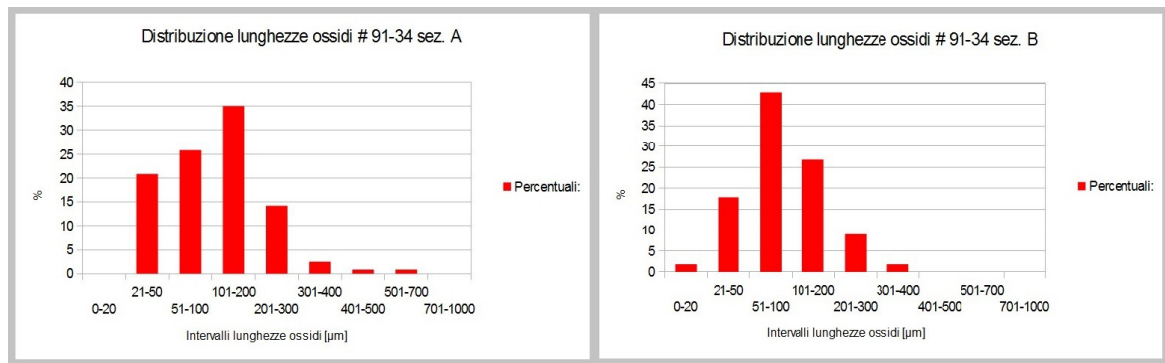


Figura 3.43 – Distribuzione percentuale degli ossidi per lunghezza. A sinistra, cerchio # 13-91-34 sezione “A”; a destra, sezione “B”.

La lunghezza è un parametro non pienamente adatto a descrivere la dimensione iniziale del film poiché la turbolenza superficiale, il moto dell'alluminio liquido e il processo di solidificazione del getto possono causare il ripiegamento su se stesso dell'ossido (figura 3.44). Dato che misurare la lunghezza originale al netto degli avvolgimenti è praticamente impossibile, si utilizza la lunghezza della dimensione maggiore per confrontare tra loro i film commettendo un errore comunque simile in tutte le sezioni.

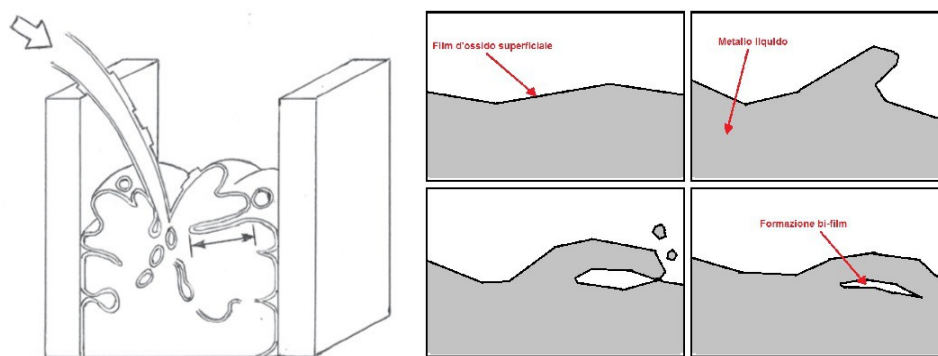


Figura 3.44 – Ripiegamento del film d'ossido in fase di versamento, a sinistra, e per effetto della turbolenza superficiale, a destra.

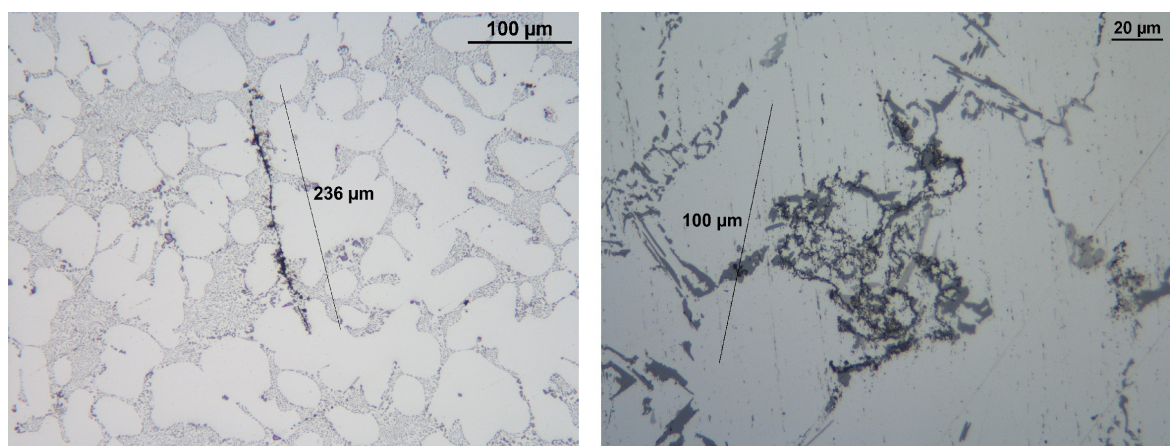


Figura 3.45 – A sinistra: esempio di film d'ossido con sviluppo lineare. A destra: film d'ossido ripiegato.

Mentre la lunghezza media per sezione dei singoli film d'ossido nei due cerchi monoblocco analizzati non differisce molto, ciò che varia grandemente è la lunghezza totale ottenuta sommando

idealmente la dimensione principale dei difetti presenti per sezione. Il parametro della lunghezza totale sembra descrivere in modo realistico la qualità della lega costituente il getto nella sezione analizzata poiché la superficie è rappresentativa del percorso svolto dal metallo per riempire la cavità fino al bordo interno, passando per il mozzo, la razza e il canale; inoltre la somma delle lunghezze dei singoli ossidi permette di valutare contemporaneamente tutti i film presenti. La lunghezza totale dei film d'ossido nelle due sezioni "A" e "B" del cerchio # 13-91-35 è risultata essere pari a 2,78 mm e 3,76 mm, mentre per le due sezioni del cerchio # 13-91-34 il valore si è attestato a 15,18 mm e 11,94 mm.

Si è passato al monitoraggio dello spessore di ogni film al fine di correlare tale parametro geometrico del difetto al tempo di accrescimento in base a quanto riportato nella tabella 3.5: la classificazione dei film d'ossido a seconda dello spessore riprende ciò che è stato proposto da molti studiosi, tra cui Campbell. Per quanto riguarda il cerchio # 13-91-35 (figura 3.46), esso è stato colato con velocità di riempimento stampo di 8 mbar/s che è il valore impiegato nella normale produzione. Le due sezioni di questo cerchio hanno riportato complessivamente, in tutti i film d'ossido, uno spessore mai superiore a 5 μm . Per la sezione "A" vi è il 21% di film con spessore compreso tra 3 μm e 5 μm , mentre per nella sezione "B" questo valore si posiziona al 15%. Abbandonando per un istante le percentuali e passando al numero totale di ossidi, va riportato che solo 5 difetti nella sezione "A" e 4 nella "B" rientrano nella categoria di spessore "massimo" tra 3 e 5 μm . Inoltre un tale intervallo di spessore è comunque limitato e relativo a tempi di accrescimento brevi (meno di tre minuti). Si può affermare che gli ossidi più spessi presenti nelle sezioni analizzate del cerchio # 13-91-35 si sono formati durante il versamento della lega dalla siviera al forno di bassa pressione; successivamente si sono accresciuti reagendo con l'ossigeno presente in atmosfera durante il periodo trascorso nel forno di mantenimento e in fase di riempimento dello stampo. Sono assenti film d'ossido formati in periodi precedenti (centro fusorio). In entrambe le sezioni "A" e "B" vi sono alte percentuali di film d'ossido con spessore minore: rispettivamente il 42% e 31% di film con spessore compreso tra 1 μm e 3 μm , e il 38% e 54% di film con spessore pari o inferiore a 1 μm . Questi ultimi sono indicati, nella letteratura più nota che tratta la qualità delle leghe d'alluminio, come film d'ossido "giovani" e devono la loro formazione alla turbolenza superficiale in fase di riempimento stampo. La loro presenza non è imputabile alla qualità e pulizia della lega prima della colata, ma all'operazione di colata stessa. La geometria complessa della cavità stampo, come accade nella fusione di cerchi automobilistici, favorisce l'intrappolamento all'interno della lega fusa del film d'ossido superficiale. Si tratta comunque di quantità complessive di difetti con spessore inferiore o pari a 1 μm molto limitate: in tutto, appena 9 ossidi nella sezione "A" e 14 nella sezione "B". Le due sezioni hanno rispettivamente una superficie di 8623 mm² e 10062 mm²: supponendo una distribuzione superficiale equispaziata, si ha un ossido formato durante il

riempimento della cavità stampo ogni 891 mm² di superficie analizzata nella sezione “A” e un ossido ogni 718 mm² nella sezione “B”. I film con spessore compreso tra 1 µm e 3 µm si sono formati durante la fase iniziale del ciclo di colata (riempimento del tubo di alimentazione) o, nel caso in cui la lega versata da siviera sia colata subito, durante il versamento. Anche in questo caso la quantità è limitata, l'analisi ne ha indicati 10 nella sezione “A” e 8 nella sezione “B”. La media pesata degli spessori dei singoli difetti fornisce uno spessore medio pari a 2,06 µm e 1,76 µm nei due casi.

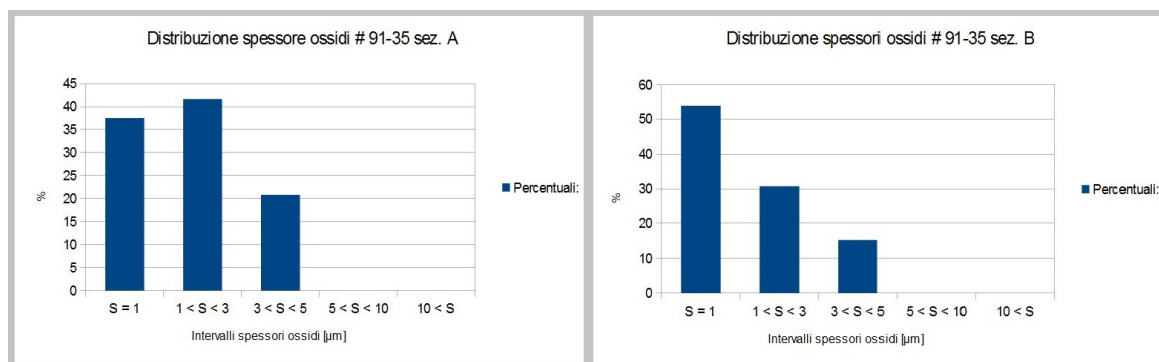


Figura 3.46 – Distribuzione percentuale degli ossidi per spessore. A sinistra, cerchio # 13-91-35 sezione “A”; a destra, sezione “B”.

Nel cerchio # 13-91-34 (figura 3.47) più della metà dei film d'ossido ha uno spessore inferiore o pari a 1 µm (figura 3.48): il 70% nella sezione “A”, complessivamente 84 ossidi, e il 63% nella sezione “B”, in tutto 70 ossidi. Circa un terzo dei film ha uno spessore compreso tra 1 µm e 3 µm; la formazione di questi difetti in modo del tutto simile al cerchio # 13-91-35 è avvenuta nella fase iniziale di colata e nel versamento della lega dalla siviera al forno di mantenimento della macchina di bassa pressione. Si tratta del 25% dei difetti nella sezione “A”, in tutto 30 ossidi, e del 31% nella sezione “B”, 35 ossidi. Nelle sezioni di questo cerchio una piccola percentuale dei film d'ossido riscontrati ha lo spessore compreso tra 5 µm e 10 µm; inoltre si riporta il caso di un unico difetto con lo spessore più elevato rispetto agli intervalli già menzionati, pari a 13 µm (figura 3.51). In particolare, quest'ultimo film d'ossido è localizzato nella sezione “B” in zona 4 (canale). Lo spessore non può essere in ogni caso correlato ad un tempo di accrescimento eccessivamente elevato, ma al massimo di qualche minuto. E' probabile che questo film d'ossido, che è quello con spessore maggiore individuato sulle sezioni dei cerchi monoblocco, sia dovuto al versamento in forno di bassa pressione o alla turbolenza superficiale dovuta alla movimentazione della siviera con muletto: la datazione non può essere fatta risalire ad operazioni precedenti queste. Lo spessore medio dei film d'ossido nelle sue sezioni del cerchio # 13-91-34 si attesta a 1,4 µm e 1,66 µm.

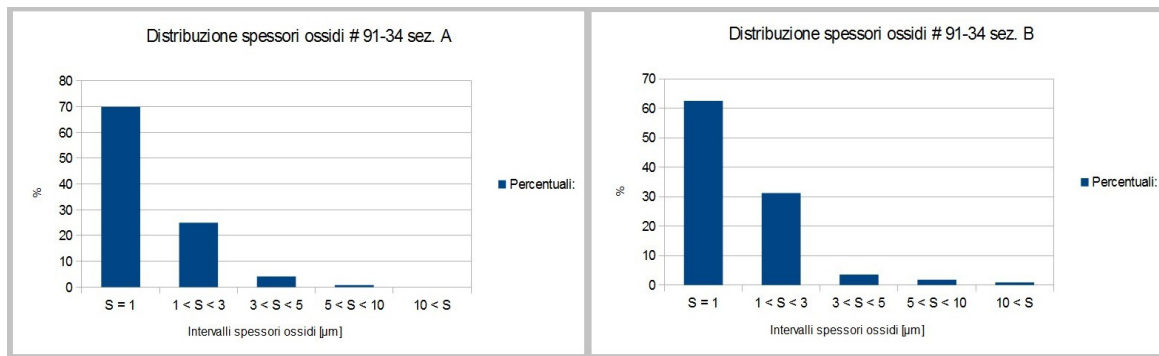


Figura 3.47 – Distribuzione percentuale degli ossidi per spessore. A sinistra, cerchio # 13-91-34 sezione “A”; a destra, sezione “B”.

L'analisi effettuata sugli spessori dei film ha evidenziato una buona qualità della lega pre colata: una percentuale variabile sezione per sezione tra il 38% e il 70% degli ossidi è dovuta alla turbolenza superficiale durante il riempimento dello stampo.

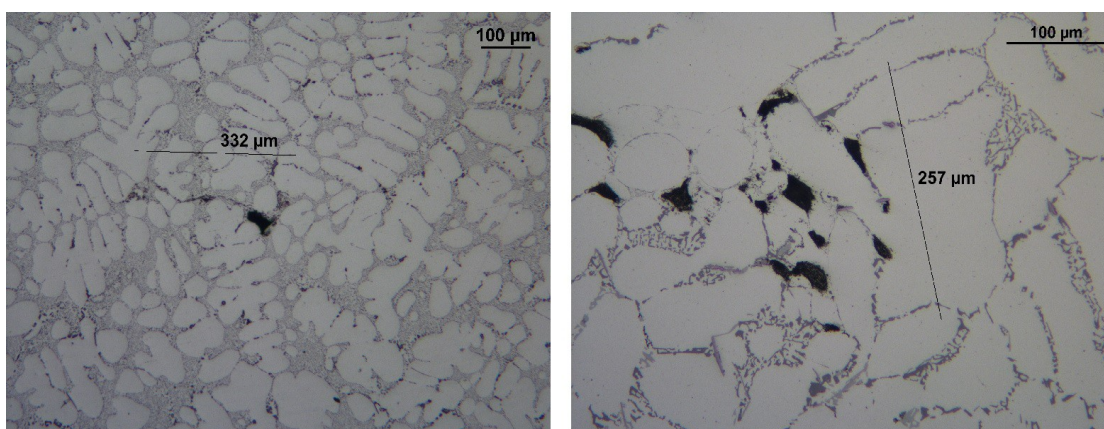


Figura 3.48 – Film d'ossido giovani con spessore pari o inferiore a 1 μm; difetti di questo tipo si sono formati durante il riempimento dello stampo.

Le rimanenti percentuali di ossidi sono dovute a movimentazioni delle siviere e a versamenti in forno di mantenimento. Questi dati dimostrano l'efficacia del degasaggio e del sistema di filtraggio costituito da filtro a spugna ceramica e filtro a maglia metallica (figure 3.49 e 3.50).

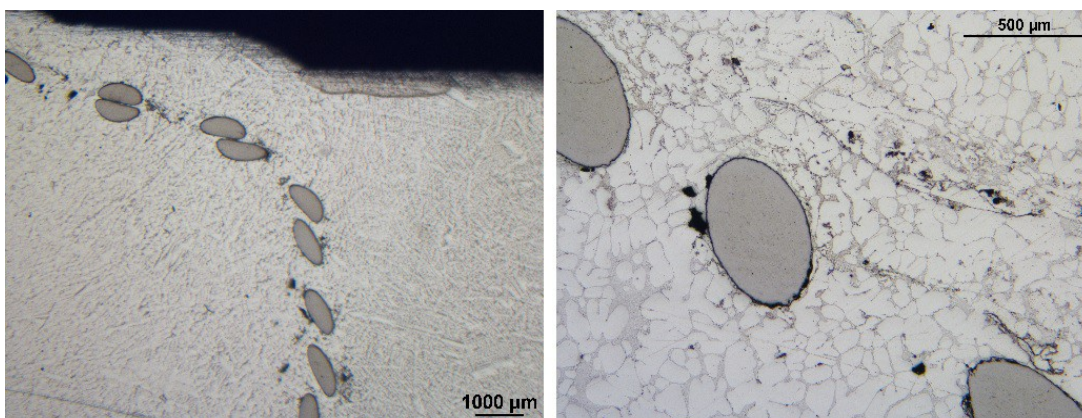


Figura 3.49 – Micrografia ottenuta al microscopio ottico della zona materozza sezionata e lucidata nel caso di un getto colato con filtro a maglia metallica a perdere. Si notino i film d'ossido bloccati prima dell'ingresso in cavità stampo.

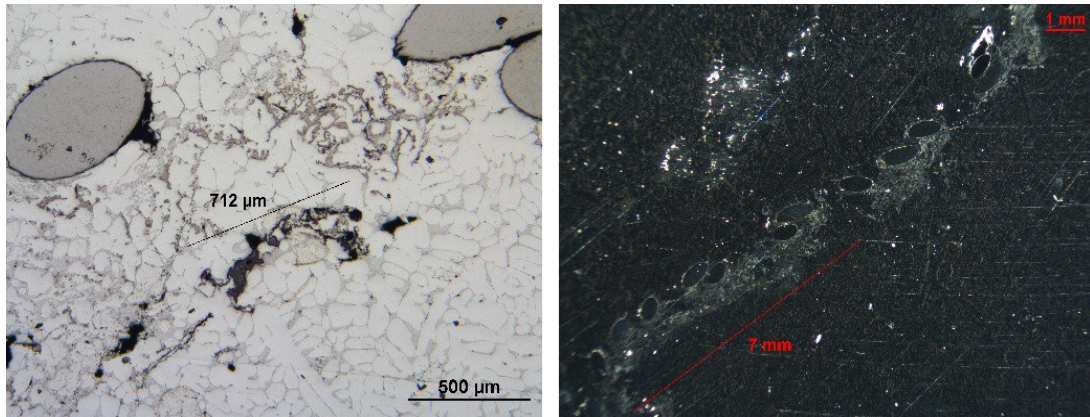


Figura 3.50 – Dimensione indicativa di alcuni film il cui moto verso lo stampo è stato arrestato dal filtro.

Non si ha infatti traccia di film d'ossido con spessore oltre i 10 μm , tranne che in un unico caso. Nelle sezioni “A” e “B” del cerchio # 13-91-35 il 38% e il 54% rispettivamente dei difetti è composto da film d'ossido giovani formatisi qualche secondo prima di essere inglobati dal metallo; le percentuali salgono al 70% e al 63% nelle sezioni “A” e “B” del cerchio #13-91-34. L'analisi della lunghezza media dei film non ha messo in luce sostanziali differenze tra i cerchi; in generale gli ossidi sono comunque leggermente più corti nel # 13-91-34. Questo cerchio, colato con velocità di riempimento della cavità pari a 18 mbar/s, ha messo in evidenza in entrambe le sue sezioni un quantità di film d'ossido di un ordine di grandezza superiore rispetto al cerchio # 13-91-35, colato con velocità di riempimento di 8 mbar/s; nel cerchio # 13-91-34 l'effetto della turbolenza superficiale è sottolineato anche dalle elevate quantità e percentuali di film con spessore inferiore o uguale a 1 μm .

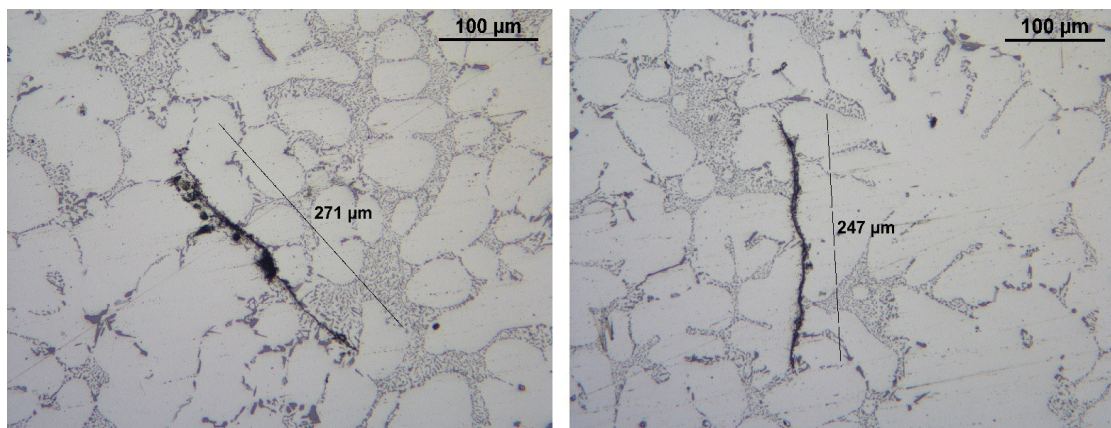


Figura 3.51 – Detto dei film giovani, le percentuali rimanenti sono composte da film d'ossido vecchi con spessore superiore a 1 μm . Nell'immagine a sinistra è riportato l'ossido più spesso individuato sulle sezioni monoblocco analizzate, il quale nel tratto centrale supera lievemente i 10 μm di spessore. A destra un film con spessore compreso tra 3 μm e 5 μm .

La mappatura dei film d'ossido ha evidenziato complessivamente, in tutte le sezioni dei cerchi monoblocco, una maggior presenza di difetti nel canale. Questa tendenza diminuisce nel caso del

cerchio # 13-91-34 dove la disposizione degli ossidi per zona è più uniforme in entrambe le sezioni. Nella sezione “A” del cerchio # 13-91-35 il canale (zone 4 e 5) occupa il 27% della superficie e presenta il 58% dei film d'ossido; nella sezione “B” il canale copre il 22% dell'area e contiene al suo interno il 42% dei difetti. Nel cerchio # 13-91-34, il canale della sezione “A” rappresenta il 21% dell'area superficiale e possiede il 41% dei film d'ossido; nella sezione “B” il canale (23% della superficie) ha il 37% dei difetti. In generale il metallo nella razza si presenta in tutti i cerchi più pulito con un quantitativo di ossidi inferiore: addirittura la zona n° 2 della sezione “A” nel cerchio # 13-91-35 è l'unica a non riportare film d'ossido sulla superficie lucidata, mentre nella zona n° 3 che completa la razza presenta un solo ossido. Nella zona n° 3 della sezione “B”, che da sola copre tutta la razza, sono stati mappati tre film d'ossido. I film hanno evidenziato in alcuni casi, come ad esempio nella zona n° 1 corrispondente al mozzo del cerchio # 13-91-34 sezione “A”, una disposizione “ordinata” con intervalli quasi regolari tra difetti consecutivi vicino ai bordi del getto (ad una distanza da questi di circa 1-2 mm, figura 3.52) nella zona originariamente a contatto con lo stampo.

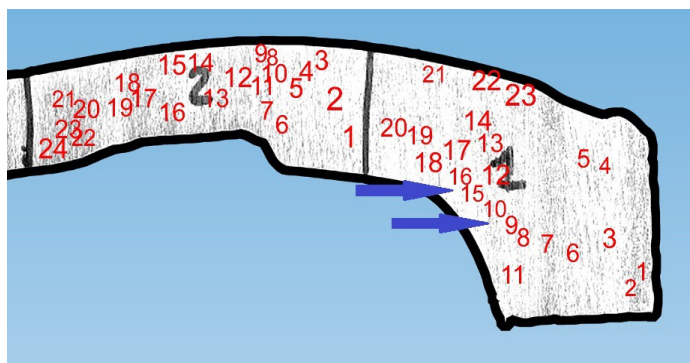


Figura 3.52 – Serie di ossidi posizionati in prossimità del bordo getto, ad intervalli di distanza simili.

Per effetto del moto irregolare del metallo dovuto alla velocità di riempimento stampo elevata, le sezioni del cerchio # 13-91-34 hanno esibito anche una disposizione dei difetti casuale con le porzioni centrali delle varie zone ugualmente occupate da difetti.

Nelle sezioni analizzate all'aumentare del numero dei film d'ossido è aumentato proporzionalmente anche il numero di ossidi congiunti a cavità e porosità (figura 3.53). Spesso questi vuoti mostrano una forma che segue fedelmente il profilo delle dendriti contigue, e ciò mette in luce i problemi d'alimentazione creati dai film d'ossido che agiscono limitando l'accesso della lega liquida agli spazi interdendritici.

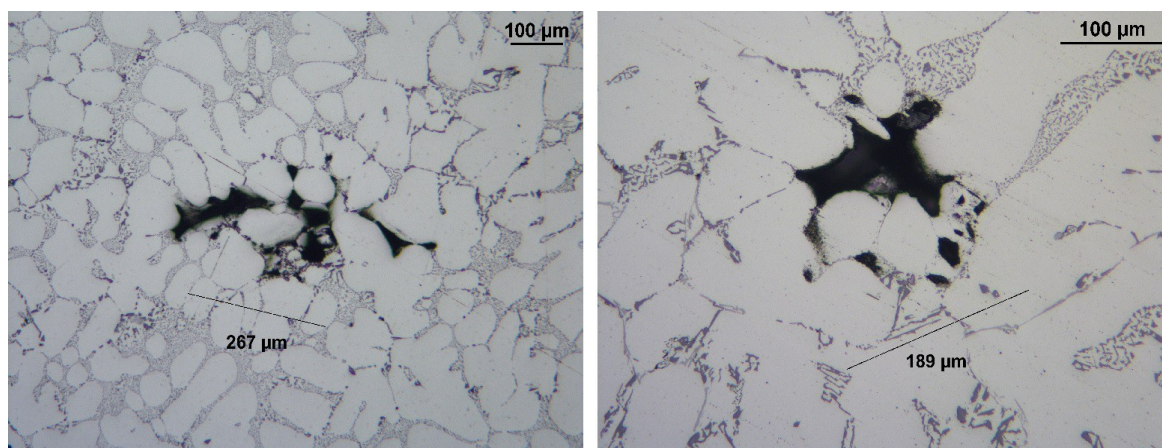


Figura 3.53 – Esempi di film d'ossido connessi a cavità da ritiro; il profilo di queste copia l'andamento delle dendriti circostanti.

La turbolenza superficiale e l'elevato numero di inclusioni nella lega colata, oltre ad introdurre film d'ossido in cavità stampo, causano anche la diminuzione della fluidità della lega e delle caratteristiche d'alimentazione; il risultato di tutto ciò è il maggior numero di cavità da ritiro all'interno del getto.

3.7 Prove di trazione su cerchi monoblocco

Sono state eseguite 12 prove di trazione per ogni cerchio. 5 provette sono state prelevate sul bordo esterno, altre 5 sono state prelevate sul bordo interno e 2 sulle razze (figura 3.54).

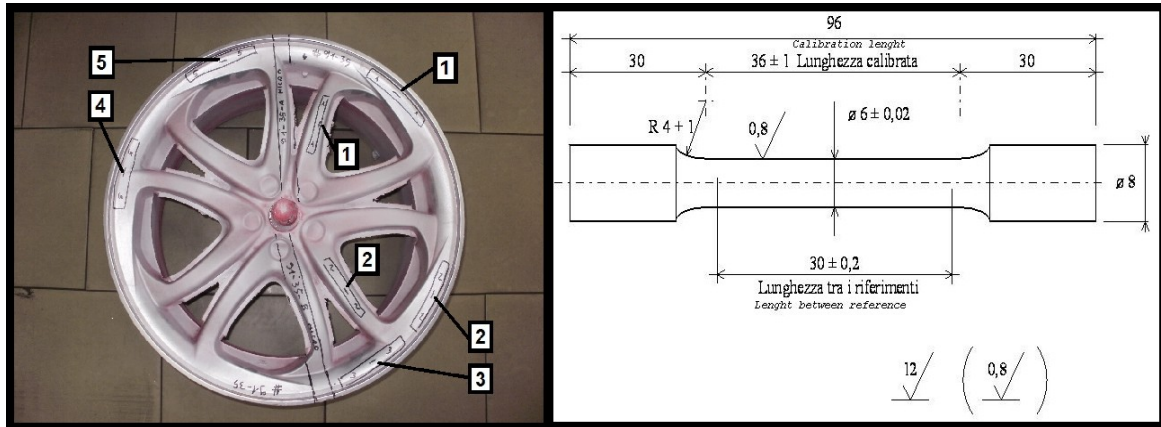


Figura 3.54 – A sinistra: zone di prelievo delle provette per la prova di trazione sulle razze e bordo esterno. Sul bordo interno sono state estratte ulteriori 5 provette allineate a quelle del bordo esterno. Le provette, sul bordo esterno, sono state ricavate sia in prossimità delle giunzioni tra razza e canale, sia nelle finestre di ventilazione; nelle razze, esse sono state prelevate da zone con curvatura opposta. A destra, geometria della provetta.

Le provette, a sezione circolare, hanno un diametro e una lunghezza del tratto utile pari rispettivamente a 6 mm e 30 mm. La prova è stata eseguita secondo quanto previsto dalla norma EN ISO 6892-1, metodo “B”. I dati di resistenza a trazione ottenuti da questi primi due cerchi evidenziano in entrambi i casi una notevole differenza in termini di carico massimo e allungamento a rottura tra le zone dei bordi e la zona razze (figure 3.55 e 3.56): questo è dovuto all'influenza della microstruttura sulla resistenza statica. Il DAS medio del bordo esterno e del bordo interno sono simili e si attestano tra 20 μm e 30 μm , mentre il DAS medio delle razze è prossimo in entrambi i cerchi a 50 μm . Emerge inoltre che l'aver più che raddoppiato la velocità di riempimento stampo nel caso del cerchio # 13-91-34 ha comportato un aumento nelle sezioni analizzate in precedenza di circa un ordine di grandezza dei film d'ossido, ma non ha avuto effetti rilevanti sulla resistenza statica. Infatti il cerchio # 13-91-35 presenta un carico massimo mediato tra le 12 provette pari a 182 Mpa, mentre il cerchio # 13-91-34 ha un valore addirittura maggiore: 184 Mpa. L'allungamento a rottura medio è ugualmente molto simile nei due cerchi e vale 11,65% (# 13-91-35) e 10,57% (# 13-91-34), tabelle 3.22 e 3.23.

Legende	Zona di prelievo	N°	d ₀ mm	S ₀ mm ²	L0 ST mm	E MPa	R _{p0.2} MPa	R _m MPa	A %	A ₅ %
	Bordo esterno	1	6,02	28,46	30	32300	91	184	10,09	10,09
		2	6,02	28,46	30	31500	93	186	10,15	10,15
		3	6,02	28,46	30	30300	91	185	10,94	10,94
		4	6,02	28,46	30	31100	91	191	16,87	16,87
		5	6,03	28,56	30	36700	92	183	9,57	9,57
	Bordo interno	1	6,02	28,46	30	35700	92	189	13,65	13,65
		2	6,02	28,46	30	36300	93	193	14,30	14,30
		3	6,02	28,46	30	36000	92	192	13,01	13,01
		4	6,02	28,46	30	29100	90	184	13,98	13,98
		5	6,02	28,46	30	35600	93	194	14,54	14,54
	Razze	1	6,02	28,46	30	36900	95	155	3,33	3,33
		2	6,02	28,46	30	34300	94	154	3,42	3,42

Tabella 3.22 – Cerchio # 13-91-35: nelle prime quattro colonne sono riportati il numero identificativo del provino, il diametro, l'area della sezione e la lunghezza iniziale del tratto utile. A seguire il modulo elastico, il carico di scostamento dalla proporzionalità al 0,2% di deformazione permanente, il carico massimo e l'allungamento a rottura.

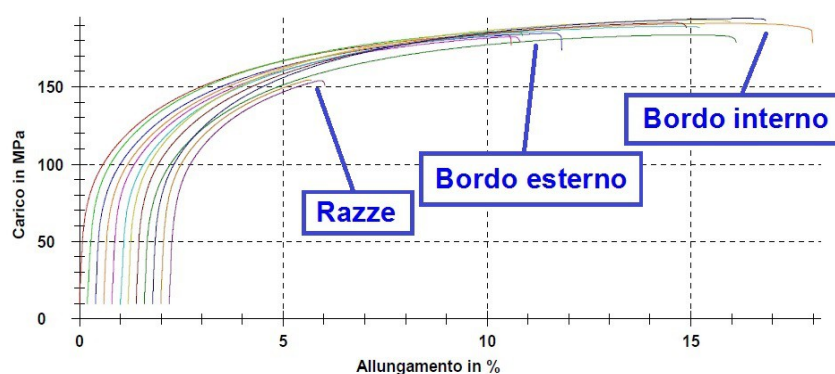


Figura 3.55 – Grafico tensione-deformazione per i provini del cerchio # 13-91-35.

Legende	Zona di prelievo	N°	d ₀ mm	S ₀ mm ²	L0 ST mm	E MPa	R _{p0.2} MPa	R _m MPa	A %	A ₅ %
	Bordo esterno	1	6,01	28,46	30	38200	93	184	8,96	8,96
		2	6,01	28,37	30	39500	92	187	10,04	10,04
		3	6,02	28,46	30	37300	92	186	9,94	9,94
		4	6,02	28,46	30	32500	91	187	12,02	12,02
		5	6,01	28,37	30	33900	92	192	14,93	14,93
	Bordo interno	1	6,02	28,46	30	33700	92	189	12,06	12,06
		2	6,03	28,56	30	32200	91	186	14,16	14,15
		3	6,02	28,46	30	35100	93	189	10,67	10,67
		4	6,01	28,37	30	35800	92	191	12,33	12,33
		5	6,02	28,46	30	35900	93	193	12,50	12,50
	Razze	1	5,99	28,18	30	38800	95	163	4,50	4,50
		2	5,99	28,18	30	37700	95	165	4,75	4,75

Tabella 3.23 – Dati di resistenza a trazione per il cerchio # 13-91-34.

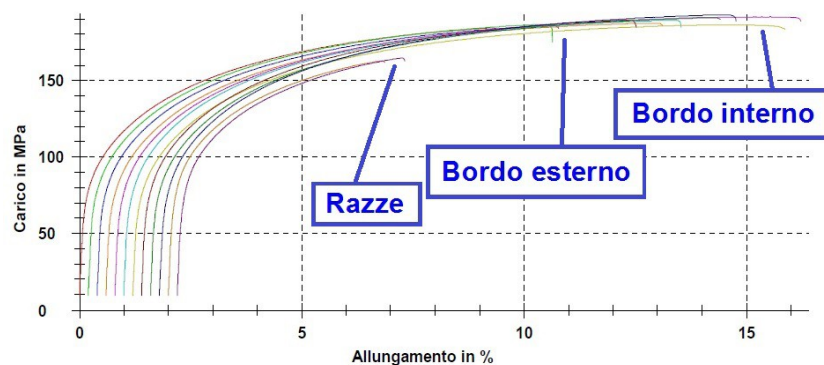


Figura 3.56 – Grafico tensione-deformazione per i provini del cerchio # 13-91-34.

3.8 Esame frattografico delle superfici di frattura

Si vuole definire, in questa parte di lavoro, una correlazione tra i valori di carico massimo a trazione e allungamento a rottura, e le percentuali di superficie di frattura occupate da ossidi, porosità da gas e cavità da ritiro al fine di stabilire quali sono le tipologie di difetto più gravose per la resistenza statica del materiale e come quest'ultima cala all'aumentare delle inclusioni e dei vuoti.

Come visto nel precedente paragrafo, la variazione di resistenza statica nelle diverse zone del cerchio è regolata principalmente dalla microstruttura più o meno fine del materiale. L'aumento del DAS al passare dai bordi alle razze ha causato una diminuzione del carico massimo attestabile tra 30 Mpa e 40 Mpa. L'allungamento a rottura è similmente calato del 10% circa. Tuttavia, anche provini ricavati nella stessa zona come ad esempio il bordo esterno evidenziano caratteristiche meccaniche diverse tra loro. Tali differenze sono dovute alla presenza di difetti all'interno dei provini. Le provette sottoposte a prova di trazione sono indotte a fratturarsi in prossimità dei difetti interni più estesi dove le concentrazioni di tensione dovute alla presenza di film d'ossido e cavità, e la riduzione di sezione portante sono tali da condurre a rottura prematura. L'esame frattografico eseguito tramite stereomicroscopio sulle superfici di frattura ha permesso di calcolare la quantità di difetti presenti. Si è deciso di eseguire questo tipo di analisi perché gli studi presenti in letteratura e presentati nel capitolo 1 hanno sottolineato una miglior dipendenza tra i dati di resistenza e il quantitativo di porosità rilevato sulle superfici di frattura anziché il totale dei vuoti presenti complessivamente nel volume dei provini valutati tramite misure della densità. Nella presente analisi si vuole estendere il ragionamento anche ai film d'ossido per capire come entrambe le tipologie di difetti rilevati sulle superfici di frattura sono correlate alla resistenza della lega. Su tutte le superfici di frattura è stata misurata la percentuale di film d'ossido presenti (figure 3.57 e 3.58).

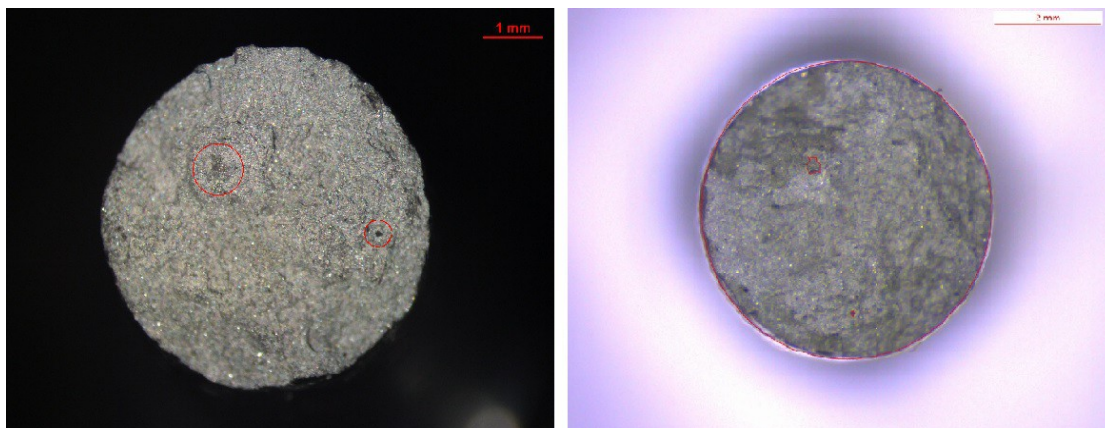


Figura 3.57 – A sinistra, individuazione di ossidi su superficie di frattura; a destra, misurazione dell'area occupata.

Su otto provini per ogni cerchio (3 del bordo esterno, 3 del bordo interno ed entrambi delle razze) si è valutata la quantità di porosità e cavità (figura 3.59) e la dimensione media del DAS (figura 3.61). La porosità è stata misurata senza acquisire le immagini complete, ma lavorando con un livello

d'ingrandimento elevato in modalità “live” a causa della difficoltà nell'identificare i singoli difetti dovuta alle ombre delle creste e valli della frattura. Per lo stesso motivo il DAS è stato misurato su superfici sezionate, inglobate a freddo e lucidate a 2-3 mm dalle fratture (figura 3.60).

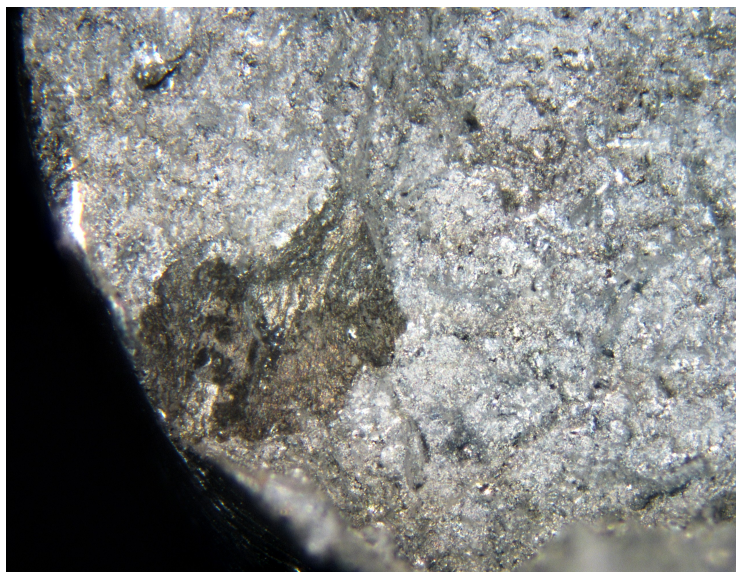


Figura 3.58 - “Pelle” d'ossido su una superficie di frattura. L'immagine è stata ottenuta al microscopio ottico sovrapponendo tramite software più fotografie del difetto con diversa messa a fuoco. Livello d'ingrandimento 40x.

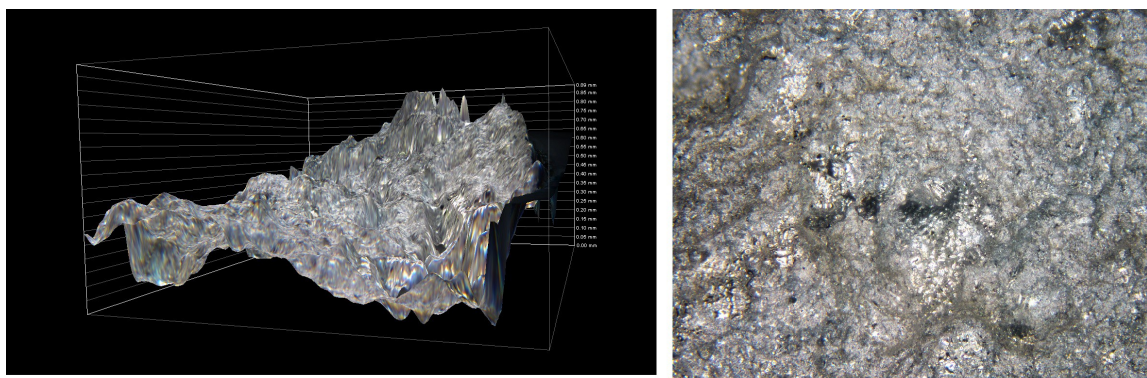


Figura 3.59 – A sinistra, morfologia di parte di una superficie di frattura. Si noti lo sviluppo estremamente frastagliato che rende difficoltosa la misurazione dei difetti. A destra, immagine di una cavità da ritiro ottenuta con la stessa tecnica di figura 3.50. Livello d'ingrandimento 40x.



Figura 3.60 – A sinistra, spezzone di un provino dopo la prova di trazione. Nell'immagine è indicata la zona successivamente sezionata per la misurazione del DAS. A destra, gruppi di tre campioni inglobati nella resina.

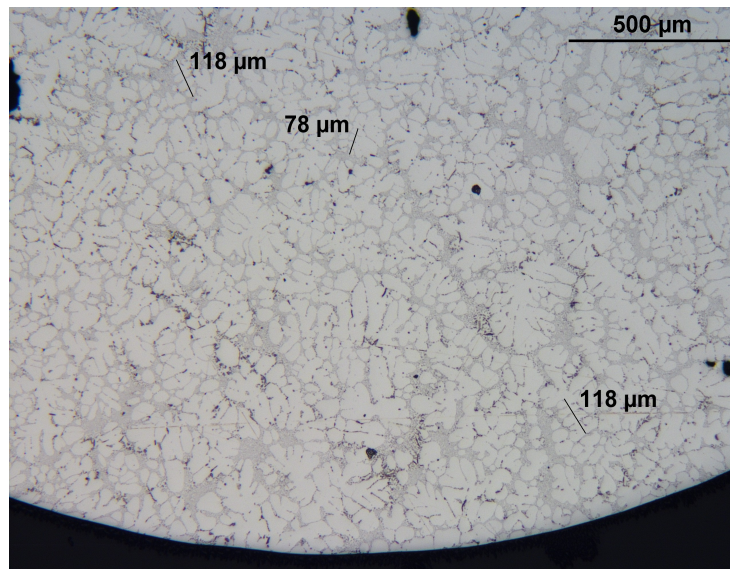


Figura 3.61 – Misurazione del DAS su un campione proveniente da un bordo esterno. Il valore finale è stato mediato a partire da più rilevazioni singole.

Volendo riassumere, il metodo d'analisi è il seguente: i difetti sono stati identificati ed è stata misurata la superficie percentuale che essi occupano sulle fratture dei provini sottoposti a prova di trazione. La dinamica di riempimento dello stampo da parte della lega liquida, l'andamento del fronte di raffreddamento e solidificazione variano da getto a getto come pure da zona a zona dello stesso cerchio. Le mappature degli ossidi sulle sezioni dei cerchi monoblocco hanno messo in rilievo zone contigue con contenuti completamente differenti di film d'ossido. Quindi è importante misurare i difetti nel punto di cedimento dei provini; ad 1 mm di distanza il contenuto difettologico potrebbe variare e non essere più associabile ai dati di resistenza. In secondo luogo, vista l'impossibilità di misurare il DAS sulle superfici di frattura, si è eseguita la sua rilevazione ad una distanza comunque ridotta di circa 2-3 mm. Questo perché nel sistema di raffreddamento ad aria degli stampi il fluido è indirizzato tramite canalette in alcune porzioni specifiche del getto; inoltre le zone di bordo dei corsoi laterali permettono un'asportazione del flusso termico maggiore rispetto a quanto accade al centro degli stessi corsoi. Tutto ciò comporta variazioni locali del DAS, e la sua misurazione a poca distanza dal punto di cedimento del provino permette di stimare un valore sufficientemente realistico per la caratterizzazione della superficie di frattura. Il raffreddamento non uniforme del getto è anche uno dei motivi che ha portato a prelevare i campioni da più punti diversi dei bordi e delle razze (figura 3.46). Si riportano di seguito le tabelle con i valori percentuali di superficie di frattura occupata da ossidi e porosità. La raccolta dati sarà completata tramite le medesime informazioni ricavate dai cerchi per flow-forming.

Cerchio # 13-91-35 - bordo esterno

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	91	184	10,09	-	n. c.	n. c.	n. c.
2	93	186	10,15	-	0,13	0,13	23,4
3	91	185	10,94	-	n. c.	n. c.	n. c.
4	91	191	16,87	-	0,017	0,017	27,6
5	92	183	9,57	-	0,212	0,212	29,9

Cerchio # 13-91-35 - bordo interno

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	92	189	13,65	-	-	-	25
2	93	193	14,3	0,259	n. c.	n. c.	n. c.
3	92	192	13,01	-	n. c.	n. c.	n. c.
4	90	184	13,98	0,191	0,047	0,238	21,2
5	93	194	14,54	0,058	0,086	0,144	24,2

Cerchio # 13-91-35 – razze

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	95	155	3,33	-	0,83	0,83	53
2	94	154	3,42	-	1,39	1,39	46,5

Tabella 3.24 – Percentuali delle superfici di frattura occupate da film d'ossido, porosità e cavità; somma delle tipologie di difetti e DAS. Cerchio # 13-91-35.

Cerchio # 13-91-34 - bordo esterno

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	93	184	8,96	0,125	0,196	0,321	28,8
2	92	187	10,04	-	n. c.	n. c.	n. c.
3	92	186	9,94	-	n. c.	n. c.	n. c.
4	91	187	12,02	0,140	0,172	0,312	25,8
5	92	192	14,93	-	-	-	26

Cerchio # 13-91-34 - bordo interno

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	92	189	12,06	0,161	n. c.	n. c.	n. c.
2	91	186	14,16	-	-	-	21
3	93	189	10,67	1,389	-	1,389	23,7
4	92	191	12,33	-	n. c.	n. c.	n. c.
5	93	193	12,5	0,311	-	0,311	26

Cerchio # 13-91-34 – razze

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	95	163	4,5	-	0,236	0,236	46
2	95	165	4,75	-	0,375	0,375	46,5

Tabella 3.25 – Percentuali delle superfici di frattura occupate da film d'ossido, porosità e cavità; somma delle tipologie di difetti e DAS. Cerchio # 13-91-34.

N. B. :Nelle tabelle precedenti la dicitura n. c. relativa ad alcuni valori di porosità e DAS significa “non calcolato” e identifica i provini sui quali non sono state condotte tutte le analisi.

CAPITOLO 4

Caratterizzazione difettologica e microstrutturale di cerchi automobilistici in lega Al Si 7 Mg 0,3 – parte II

4.1 Introduzione

Le stesse analisi svolte per il cerchio monoblocco sono state eseguite su più esemplari del cerchio SL 2159 (figura 4.1), prodotto da Speedline per un cliente tedesco e destinato dopo la colata in bassa pressione alla lavorazione di flow-formatura. Le misure del cerchio finito sono 9Jx19H2ET33; la lega impiegata è l'usuale EN AC-42100 (Al Si 7 Mg 0,3). Di seguito sono riportate le composizioni chimiche dei provini recuperati dal forno fusorio “Insertec” riguardanti la lega utilizzata per colare i getti. Il forno fusorio è alimentato con alluminio primario, sfridi di lavorazione e cerchi scartati.



Figura 4.1 – Cerchio per flow-formatura Speedline SL 2159. Le sue dimensioni, come indicato nella designazione, sono maggiori rispetto a quelle del cerchio monoblocco: larghezza del canale pari a 9 pollici, diametro nominale del calettamento cerchio-pneumatico 19 pollici. Ogni razza principale è affiancata da due razze laterali più sottili.

Composizione chimica (in % di massa)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
6,83	0,107	0,004	0,010	0,260	0,010	0,004	0,002	0,002	<0,002	0,118	0,0023	0,0198	0,008	92,600

Tabella 4.1 – Composizione chimica del campione prelevato dal forno fusorio “Insertec” prima della colata del cerchio # 13-150-1.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
6,73	0,106	0,003	0,010	0,257	0,011	0,005	0,001	0,002	<0,002	0,120	0,0026	0,0137	0,008	92,720

Tabella 4.2 – cerchio # 13-150-2.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
7,29	0,119	0,003	0,011	0,282	0,009	0,004	0,002	0,002	<0,002	0,109	0,0022	0,0199	0,008	92,120

Tabella 4.3 – cerchio # 13-150-3.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
6,9	0,126	0,003	0,010	0,275	0,010	0,004	0,004	0,002	<0,002	0,115	0,0022	0,0196	0,008	92,510

Tabella 4.4 – # 13-150-4.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
7,090	0,115	0,003	0,009	0,264	0,009	0,004	0,001	0,002	<0,002	0,118	0,0022	0,0159	0,009	92,340

Tabelle 4.2 - 4.5 – Composizione chimica dei campioni prelevati dal forno fusorio “Insertec” prima della colata dei cerchi # 13-150-2 - # 13-150-5.

I cerchi # 13-150-2, # 13-150-1 e # 13-150-3 sono stati colati impiegando per il filtraggio della lega lo stesso convogliatore di flusso in esercizio da un diverso numero di turni. Il cerchio # 13-150-2 è stato fuso con il convogliatore al primo turno di lavoro; per i cerchi # 13-150-1 e # 13-150-3 è stato usato il convogliatore rispettivamente dopo 1 e 3 giorni di produzione. Sempre sulla stessa macchina per colata in bassa pressione, una volta rimosso il convogliatore, è stato colato il cerchio # 13-150-4 utilizzando un filtro a maglia metallica. Infine su una differente macchina è stato fuso il cerchio # 13-150-5 con convogliatore ceramico e adottando una velocità di riempimento dello stampo pari a 14 mbar/s, doppia rispetto al valore di 7 mbar/s definito in fase di campionatura per questo codice ed utilizzato nella normale produzione.

4.2 Preparazione dei campioni ed introduzione all'analisi difettologica e microstrutturale.

Il prelievo dei cerchi è stato effettuato prima delle lavorazioni meccaniche e del trattamento termico. Anche l'intero procedimento di preparazione delle sezioni per gli esami sulla microstruttura e sul contenuto di film d'ossido, di porosità da gas e di cavità da mancata alimentazione ricalca quanto già visto per i cerchi monoblocco. Inoltre l'analisi sui film e bi-film d'ossido si avvale delle stesse considerazioni teoriche sull'accrescimento di tali difetti a contatto con l'atmosfera e con altri tipi di ossidi. Come si può notare dalle figure 4.2 e 4.3 il canale di un getto destinato a successiva flow-formatura presenta un limitato sviluppo in larghezza e uno spessore maggiore rispetto ad un getto monoblocco. Per questo motivo le sezioni sono state suddivise in 4 zone, di cui una soltanto rappresentativa del canale.



Figura 4.2 – Cerchio # 13-150-4 tracciato per ricavare le sezioni e i provini di trazione. Nell'immagine al centro le frecce indicano le superfici lucidate per le analisi. A destra, sezione completa.

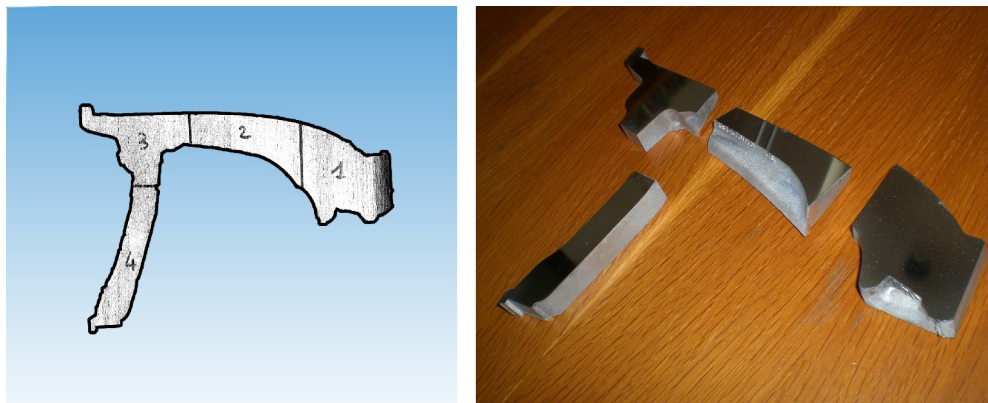


Figura 4.3 – Sezione elaborata con un software grafico, e suddivisione in 4 zone. La zona n° 1 corrisponde al mozzo del cerchio; la zona n° 2 copre la razza, la zona n°3 è posizionata sul bordo esterno mentre la zona n° 4 corrisponde al canale e bordo interno.

4.3 Misurazione DAS su cerchi per flow-forming

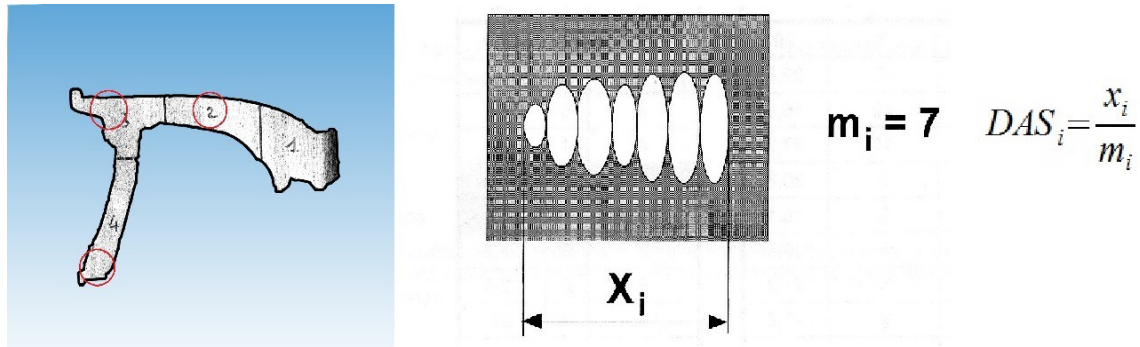


Figura 4.4 – Nell'immagine a sinistra sono indicate le tre zone in cui, per ogni sezione, è stato calcolato il DAS. Al centro e a destra modalità di misurazione della lunghezza dendritica e relazione per ricavare il DAS.

Il DAS è stato valutato nelle stesse tre zone già impiegate per questa analisi sui cerchi monoblocco e corrispondenti alla razza, al bordo esterno e al bordo interno (figura 4.4). Il DAS medio per ogni zona è in grado di descrivere al meglio la microstruttura del getto poiché è stato ricavato a partire da più misurazioni singole, le quali hanno coperto tutta l'area d'interesse. I valori ottenuti sono compresi in intervalli molto simili a quanto visto per i cerchi monoblocco: il DAS dei bordi esterno ed interno spazia tra 24 μm e 31 μm , mentre nella zona razza i valori minimo e massimo valgono rispettivamente 40 μm e 48 μm (figura 4.5).

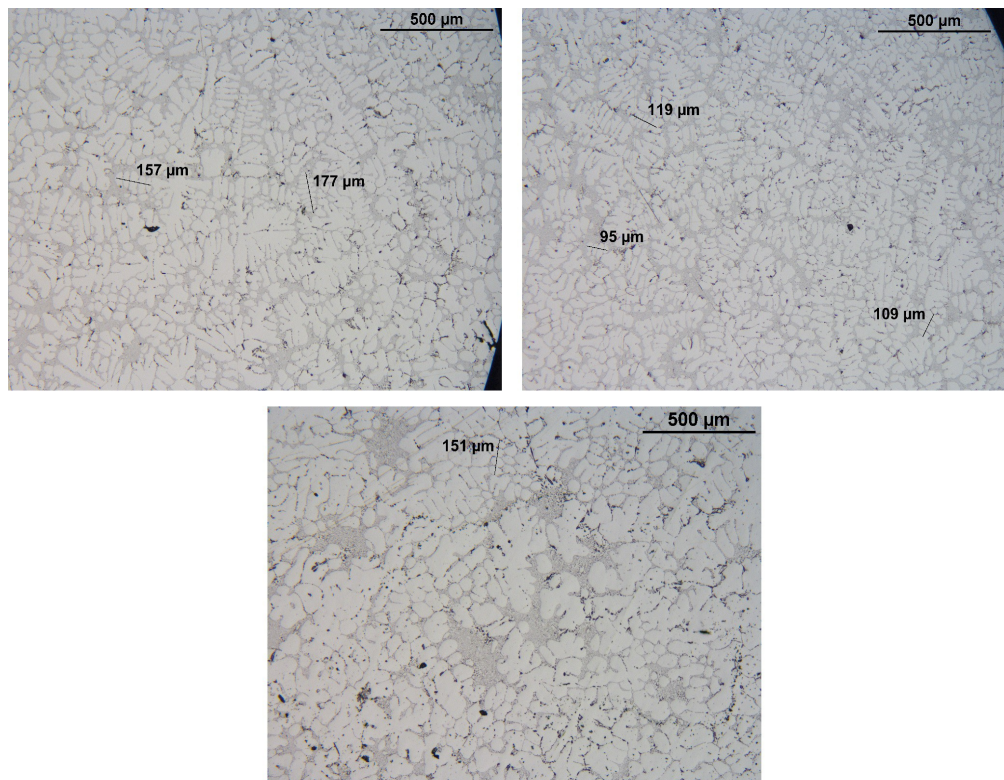


Figura 4.5 – Micrografie realizzate al microscopio ottico e misurazioni delle lunghezze dendritiche volte ad ottenere il DAS. In alto a sinistra, zona del bordo interno. In alto a destra, bordo esterno. Si noti la dimensione delle dendriti simile. In basso, zona razza.

Ciò che differisce, tra i valori di DAS ricavati in precedenza sui cerchi monoblocco e quelli ottenuti su questi cerchi destinati a flow-formatura, è l'aver individuato in questi ultimi misure leggermente superiori nel bordo interno rispetto al bordo esterno (figura 4.6): ciò è in parziale contrasto con l'ipotesi di raffreddamento e solidificazione direzionali, ma tale anomalia può essere spiegata con la ridotta quantità di materiale presente nella zona del bordo esterno rispetto al canale dove si trova il bordo interno. Il metallo liquido che in fase di riempimento della cavità raggiunge il bordo esterno di delimitazione del canale è indotto a solidificare rapidamente a causa dello stampo più freddo e voluminoso e del proprio elevato rapporto tra superficie e volume. Inoltre l'aria compressa impiegata per il condizionamento termico in fase di raffreddamento viene indirizzata, tramite canalette, proprio nelle zone del bordo esterno e delle razze favorendo la solidificazione del bordo in tempi simili o inferiori a quanto accade per l'estremità opposta del canale. Questa caratteristica del cerchio è comunque positiva, a patto che non induca cavità da mancata alimentazione di dimensioni elevate, perché consente al bordo esterno di possedere una microstruttura fine.

Cerchio	DAS zona razza μm	DAS zona bordo esterno μm	DAS zona bordo interno μm
# 13-150-2	43	25	26,5
# 13-150-1	40	27	28,5
# 13-150-3	47,5	25	26
# 13-150-4	43,5	26	30,5
# 13-150-5	43	24,5	28,5

Tabella 4.6 – Valori del DAS nelle zone razza, bordo esterno e bordo interno per i cerchi da flow-formare.

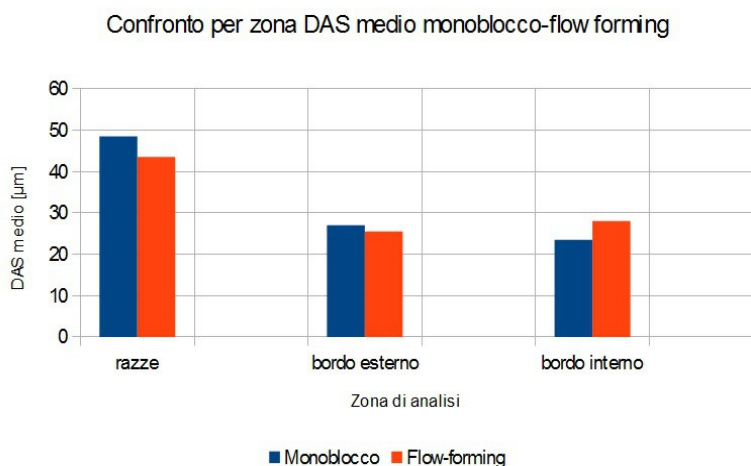


Figura 4.6 – DAS medio nelle zone razza, bordo esterno e bordo interno per le due tipologie di cerchio: monoblocco e destinato a successiva lavorazione di flow-formatura.

Il grafico di figura 4.6, dove sono riportati i valori medi del DAS nelle tre zone dei cerchi monoblocco e da flow-forming, riassume la situazione complessiva. Si può notare come il DAS per le due diverse tipologie di cerchio sia molto simile a parità di area di rilevazione: nelle zone razza e bordo esterno vi è uno scarto rispettivamente di 5 μm e 1,5 μm , con il valore più basso assunto dalla microstruttura dei cerchi destinati a flow-formatura. Nella zona del bordo interno è evidente il tempo di solidificazione più elevato richiesto sempre dai cerchi da flow-formare: il DAS medio di questi ultimi si posiziona a 28 μm mentre per i cerchi monoblocco vale 23,5 μm .

4.4 Misurazione porosità percentuale su cerchi destinati a flow-formatura

Le analisi sono state seguite sulle stesse aree già utilizzate per i cerchi monoblocco (figura 4.7).

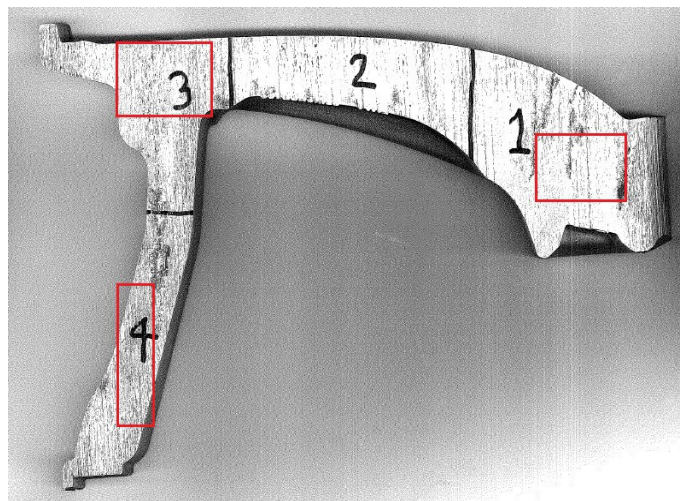


Figura 4.7 – Aree impiegate per la misurazione del contenuto percentuale di porosità da gas e cavità da ritiro: sono ricavate sul mozzo, sulla razza e sul canale (rispettivamente in zona n° 1, 3, 4).

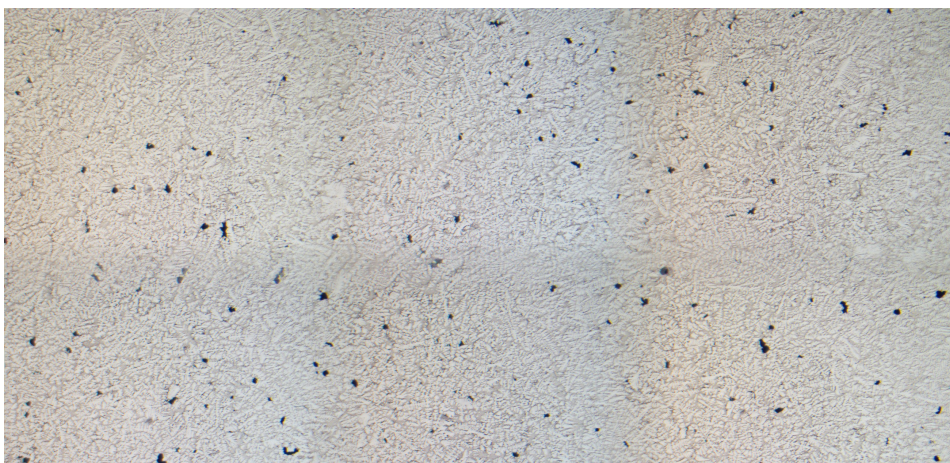


Figura 4.8 – Micrografia ottica dell'area utilizzata per la misurazione delle porosità e cavità percentuali in zona mozzo. Cerchio # 13-150-2 "A". Livello d'ingrandimento 8x.



Figura 4.9 – Micrografia per la misurazione del contenuto di porosità e cavità sulla razza, cerchio # 13-150-1, sezione “B”. Livello d'ingrandimento 8x.

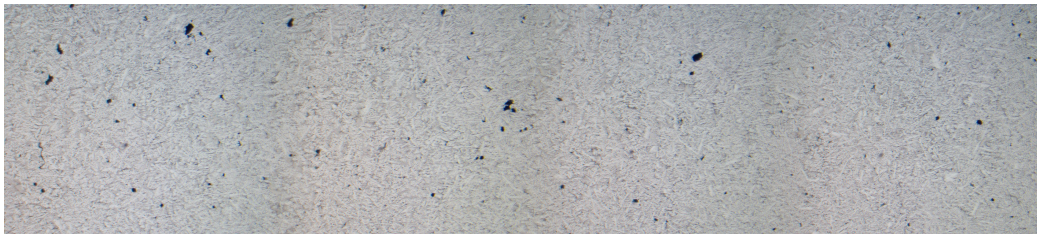


Figura 4.10 – Micrografia per la misurazione del contenuto di porosità e cavità in zona canale, # 13-150-4, sezione “A”. Livello d'ingrandimento 8x.

Nelle sezioni analizzate i valori massimi di area impegnata da porosità e cavità sono stati individuati in zona mozzo (un esempio è riportato in figura 4.8) o in zona canale (figura 4.10). Nel mozzo, relativamente alle sezioni # 150-2 “A” e # 150-3 “B”; nel canale, in tutte le rimanenti.

Sezione	Porosità % mozzo	Porosità % razza	Porosità % canale
# 13-150-2 sez. “A”	0,343	0,032	0,265
# 13-150-1 sez. “A”	0,198	Non misurata	Non misurata
# 13-150-1 sez. “B”	0,141	0,174	0,154
# 13-150-3 sez. “A”	0,154	0,123	0,188
# 13-150-3 sez. “B”	0,122	0,064	0,077
# 13-150-4 sez. “A”	0,170	0,141	0,180
# 13-150-5 sez. “A”	0,062	0	0,064

Tabella 4.7 – Valori percentuali del contenuto di porosità e cavità.

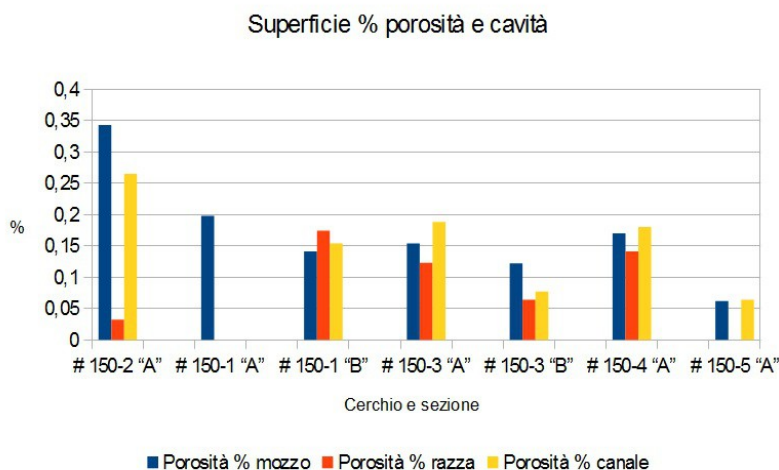


Figura 4.11 – Grafico riassuntivo dell'andamento della porosità percentuale; cerchi da flow-formare.

Il contenuto di porosità più elevato è stato trovato nella sezione “A” del cerchio # 150-2, colato con convogliatore e velocità di riempimento dello stampo pari a 7 mbar/s (figura 4.11). Tutte le altre sezioni presentano un contenuto mai eccedente lo 0,2% a zona e simile tra loro, tranne la “A” del getto # 150-5 ottenuta con convogliatore e velocità di riempimento raddoppiata (14 mbar/s) dove le percentuali sono ancora minori con contenuto di porosità nullo sulla razza.

Nella zona del canale i valori ricavati da questi cerchi sono in generale simili a quanto esibito dai cerchi monoblocco: nei cerchi destinati a flow-formatura la porosità varia tra lo 0,064% e lo 0,265% mentre nei cerchi monoblocco è compresa tra lo 0,072% e lo 0,289%. La differenza tra il contenuto di vuoti delle due tipologie di cerchio è minima anche in zona razza, con valori confrontabili e mai superiori allo 0,15% (contenuto percentuale variabile tra lo 0% e lo 0,141% per questi cerchi da flow-forming, tra lo 0,011% e lo 0,030% per i cerchi monoblocco) mentre nella zona del mozzo le sezioni monoblocco hanno esibito una porosità media più elevata pari allo 0,52% contro lo 0,17% di queste ultime.

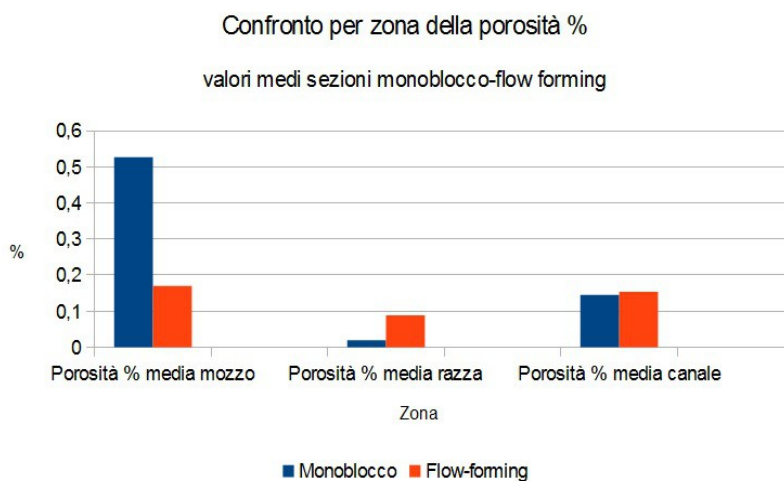
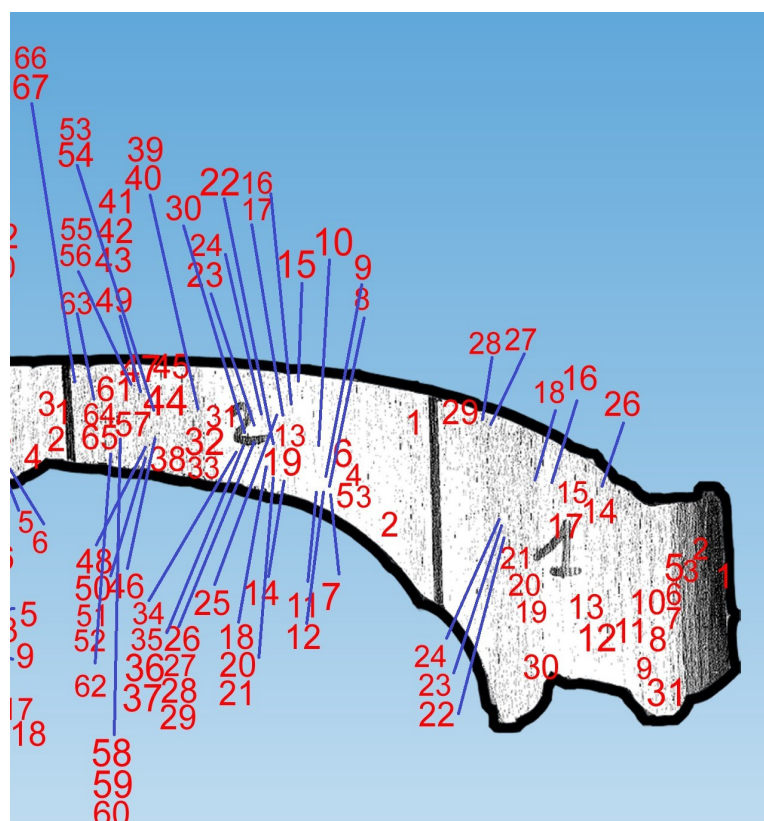
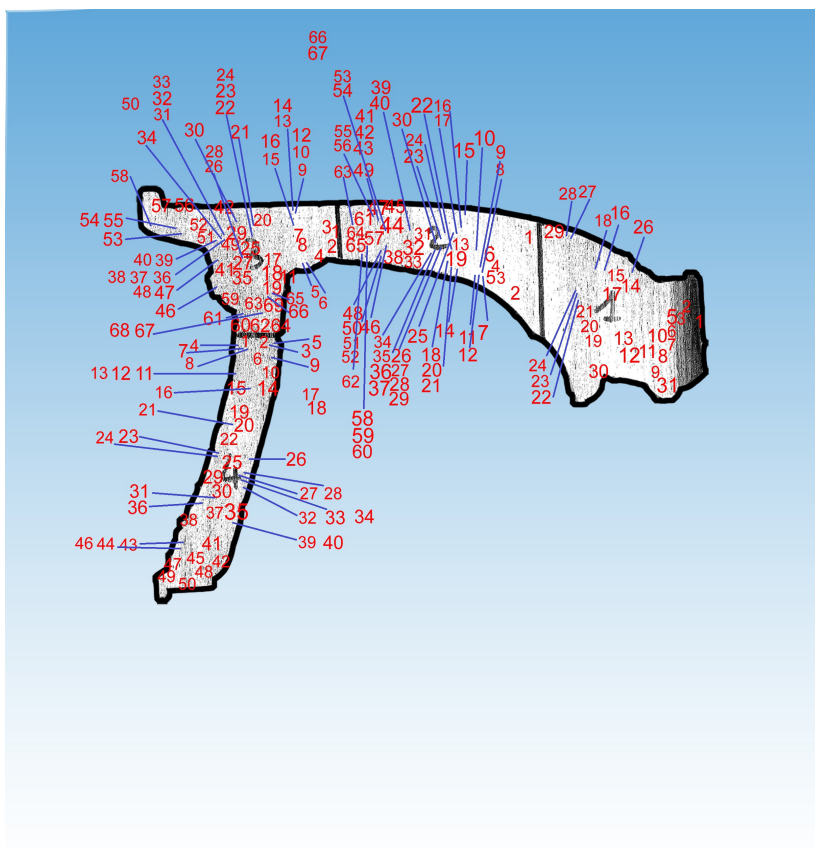


Figura 4.12 – Valori medi della porosità percentuale per zona; confronto tra le due tipologie di cerchi esaminati.

Complessivamente risulta che le sezioni dei cerchi da flow-forming presentano una porosità più uniformemente distribuita nelle tre zone mentre le sezioni dei cerchi monoblocco mostrano valori maggiori di circa mezzo punto percentuale nella zona mozzo rispetto alla razza e canale (figura 4.12). Vi sono differenze anche tra singoli cerchi colati con parametri simili: il cerchio # 150-5 “A” ottenuto con convogliatore e velocità di riempimento doppia ha esibito, come già detto, il contenuto percentuale di porosità e cavità minore tra tutti i modelli SL 2159 destinati a flow-formatura mentre le due sezioni del cerchio monoblocco # 91-34 colato con filtro metallico e velocità pari a 18 mbar/s presentano in assoluto i valori di porosità maggiori tra tutte quelle analizzate. Questo aspetto, unito agli elevati contenuti di film d'ossido bloccati dai filtri a maglia metallica e rilevati tramite micrografie in zona materozza, portano ad ipotizzare che proprio il filtro a maglia metallica possa causare alcune difficoltà nell'alimentazione risultanti in più elevate percentuali di vuoti. La magliatura più stretta rispetto a quella del convogliatore (vedi figure 2.23 e 2.26) e la quantità progressivamente più elevata di ossidi trattenuti durante il procedere di un ciclo di colata sembrano essere le cause più probabili di questo fenomeno. Anche la sezione “A” del cerchio # 150-4, unico codice SL 2159 ad essere colato con convogliatore, ha mostrato valori di porosità lievemente superiori rispetto a quasi tutte le altre di cerchi destinati a flow-formatura (tranne la sezione “A” del cerchio # 150-2). Inoltre a sostegno di questa ipotesi i valori di porosità dei cerchi colati con convogliatore sono nel 88% dei casi inferiori allo 0,2%, mentre per i cerchi colati con filtro a maglia metallica questo accade nel 70% delle aree soggette all'analisi.

Per quanto riguarda il diametro equivalente del difetto più grande di ogni zona, i cerchi da flow-forming hanno esibito valori generalmente inferiori rispetto ai cerchi monoblocco (in media 242 μm contro 293 μm). Nei due casi la circolarità media dei difetti è simile e per i cerchi da flow-formare si posiziona sempre tra lo 0,7% e lo 0,8%, esattamente come rilevato sui cerchi monoblocco tranne che sui canali del # 91-34.

4.5 Mappatura dei film e bi-film d'ossido su cerchi da flow-forming



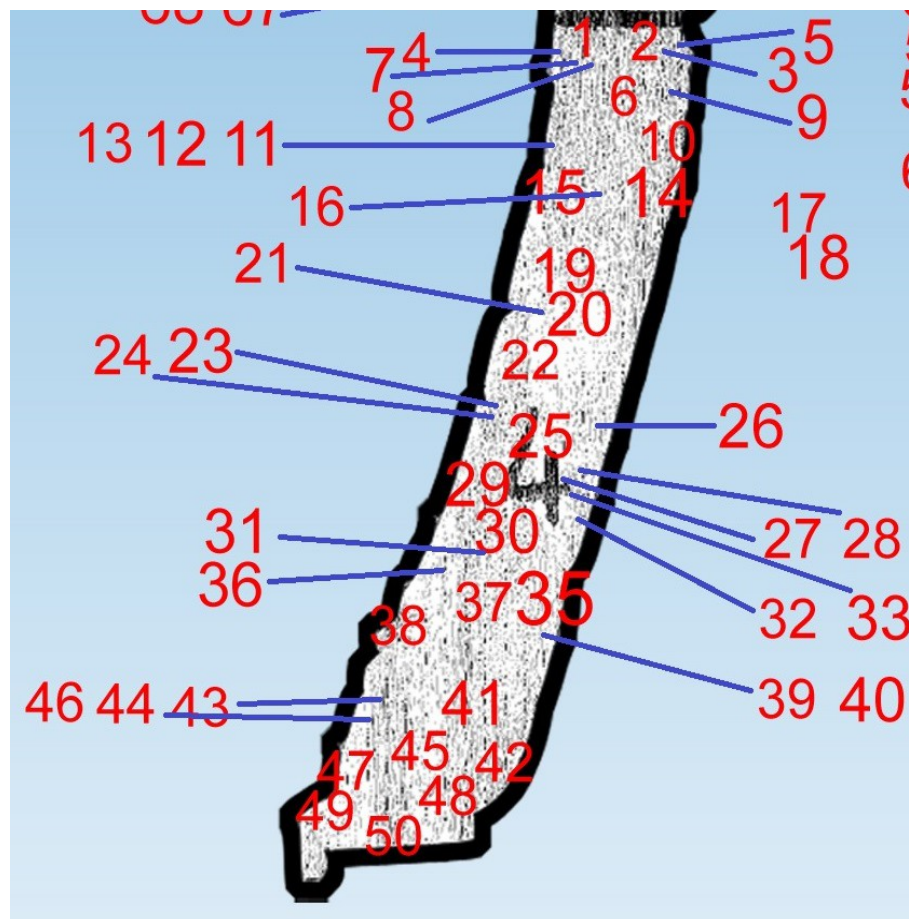
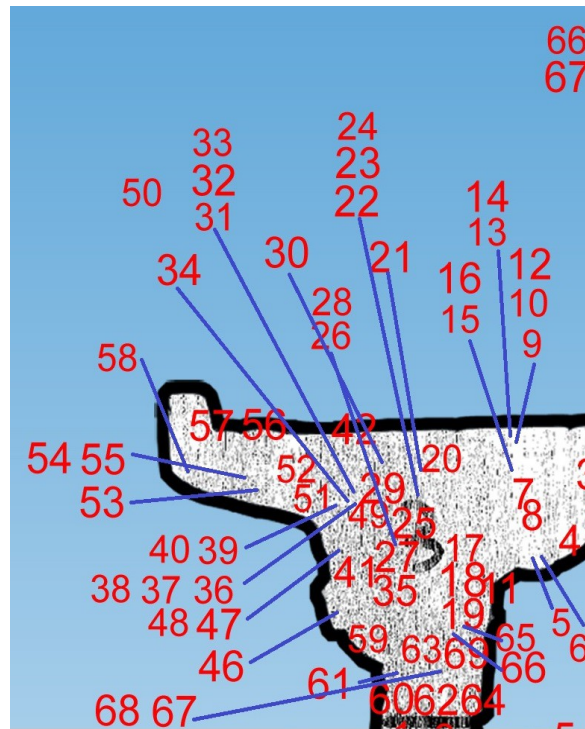


Figure 4.13 - 4.16 – Mappatura dei film d'ossido nella sezione "A" del cerchio # 13-150-2.

Cerchio flow-forming # 13-150-2 sezione "A". Velocità di riempimento stampo = 7 mbar/s.
Convogliatore di flusso al primo turno.

Zona 1			Zona 2			Zona 3			Zona 4		
Area totale sezione = 11703 mm ²											
Area zona 1 3910 mm ²			Area zona 2 2946 mm ²			Area zona 3 2764 mm ²			Area zona 4 2083 mm ²		
N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore
	µm	µm		µm	µm		µm	µm		µm	µm
1	121	0÷1	1	110	0÷1	1	129	1÷3	1	66	1÷3
2	91	1÷3	2	142	3÷5	2	146	0÷1	2	87	1÷3
3	98	1÷3	3	91	1÷3	3	180	0÷1	3	119	1÷3
4	243	0÷1	4	97	0÷1	4	152	1÷3	4	56	0÷1
5	266	0÷1	5	107	0÷1	5	94	0÷1	5	124	1÷3
6	88	0÷1	6	247	1÷3	6	71	1÷3	6	79	1÷3
7	50	0÷1	7	155	1÷3	7	115	1÷3	7	105	0÷1
8	181	5÷10	8	75	1÷3	8	118	1÷3	8	53	3÷5
9	70	0÷1	9	192	0÷1	9	142	0÷1	9	114	0÷1
10	180	1÷3	10	284	1÷3	10	85	1÷3	10	66	0÷1
11	106	1÷3	11	106	0÷1	11	90	1÷3	11	124	5÷10
12	260	0÷1	12	136	0÷1	12	88	1÷3	12	161	0÷1
13	193	0÷1	13	96	1÷3	13	44	3÷5	13	36	1÷3
14	126	1÷3	14	162	3÷5	14	210	0÷1	14	98	1÷3
15	88	1÷3	15	237	1÷3	15	75	1÷3	15	83	0÷1
16	121	0÷1	16	79	1÷3	16	120	1÷3	16	170	0÷1
17	163	1÷3	17	82	1÷3	17	65	1÷3	17	211	1÷3
18	56	3÷5	18	111	1÷3	18	214	0÷1	18	320	0÷1
19	84	1÷3	19	219	1÷3	19	103	0÷1	19	39	5÷10
20	76	3÷5	20	127	0÷1	20	75	0÷1	20	113	1÷3
21	79	0÷1	21	122	1÷3	21	121	1÷3	21	137	0÷1
22	104	1÷3	22	202	0÷1	22	136	0÷1	22	122	0÷1
23	61	1÷3	23	137	0÷1	23	103	3÷5	23	83	1÷3
24	68	0÷1	24	75	0÷1	24	84	1÷3	24	66	1÷3
25	88	0÷1	25	154	1÷3	25	132	1÷3	25	106	0÷1
26	110	1÷3	26	191	1÷3	26	69	1÷3	26	39	1÷3
27	109	1÷3	27	88	1÷3	27	105	1÷3	27	93	1÷3
28	94	1÷3	28	118	0÷1	28	60	1÷3	28	182	0÷1
29	105	S÷1	29	134	1÷3	29	138	1÷3	29	98	1÷3
30	214	3÷5	30	193	1÷3	30	11	0÷1	30	96	0÷1
31	181	0÷1	31	76	0÷1	31	91	1÷3	31	198	0÷1
32	-	-	32	214	0÷1	32	101	0÷1	32	161	0÷1
33	-	-	33	89	1÷3	33	81	1÷3	33	79	1÷3

34	-	-	34	82	1÷3	34	107	0÷1	34	113	1÷3
35	-	-	35	37	1÷3	35	162	3÷5	35	179	0÷1
36	-	-	36	243	5÷10	36	104	1÷3	36	175	0÷1
37	-	-	37	232	5÷10	37	100	0÷1	37	162	1÷3
38	-	-	38	146	0÷1	38	94	1÷3	38	325	1÷3
39	-	-	39	112	0÷1	39	69	0÷1	39	85	1÷3
40	-	-	40	102	1÷3	40	83	5÷10	40	77	1÷3
41	-	-	41	103	0÷1	41	119	1÷3	41	97	1÷3
42	-	-	42	121	0÷1	42	124	1÷3	42	163	0÷1
43	-	-	43	144	1÷3	43	81	0÷1	43	112	0÷1
44	-	-	44	329	1÷3	44	128	1÷3	44	90	0÷1
45	-	-	45	171	0÷1	45	86	0÷1	45	76	0÷1
46	-	-	46	175	0÷1	46	107	1÷3	46	53	0÷1
47	-	-	47	226	10 +	47	112	1÷3	47	98	1÷3
48	-	-	48	113	1÷3	48	55	0÷1	48	80	1÷3
49	-	-	49	145	0÷1	49	71	0÷1	49	58	1÷3
50	-	-	50	126	1÷3	50	92	1÷3	50	85	0÷1
51	-	-	51	94	1÷3	51	84	1÷3	51	45	0÷1
52	-	-	52	130	0÷1	52	53	1÷3	52	75	0÷1
53	-	-	53	98	0÷1	53	111	1÷3	53	-	-
54	-	-	54	122	1÷3	54	66	1÷3	54	-	-
55	-	-	55	74	1÷3	55	95	3÷5	55	-	-
56	-	-	56	90	0÷1	56	48	1÷3	56	-	-
57	-	-	57	131	1÷3	57	96	0÷1	57	-	-
58	-	-	58	247	0÷1	58	109	0÷1	58	-	-
59	-	-	59	236	0÷1	59	94	1÷3	59	-	-
60	-	-	60	262	0÷1	60	116	5÷10	60	-	-
61	-	-	61	145	0÷1	61	176	1÷3	61	-	-
62	-	-	62	56	1÷3	62	107	0÷1	62	-	-
63	-	-	63	91	1÷3	63	72	0÷1	63	-	-
64	-	-	64	97	1÷3	64	131	1÷3	64	-	-
65	-	-	65	187	0÷1	65	51	1÷3	65	-	-
66	-	-	66	171	1÷3	66	108	1÷3	66	-	-
67	-	-	67	110	1÷3	67	79	0÷1	67	-	-
68	-	-	68	-	-	68	85	0÷1	68	-	-
69	-	-	69	-	-	69	108	0÷1	69	-	-

Tabella 4.8 – Lunghezza della dimensione principale e spessore dei film d'ossido; area superficiale complessiva della sezione e delle singole zone; cerchio # 13-150-2, sezione “A”.

Area superficiale per ossido, mm²/ossido	53,5
Lunghezza totale film d'ossido [mm]	26,43
Lunghezza media film d'ossido [μm]	120

Tabella 4.9 – Area superficiale attorno ad ogni film nell'ipotesi di difetti equispaziati, lunghezza totale dei film d'ossido nella sezione e lunghezza media dei difetti.

Distribuzione intervalli lunghezze		Distribuzione intervalli spessore	
μm	Quantità	μm	Quantità
0÷20	0	0÷1	92
21÷50	8	1÷3	109
51÷100	88	3÷5	10
101÷200	101	5÷10	7
201÷300	19	10 +	1
301÷400	3	% ossidi giovani	42
401÷500	0	% ossidi vecchi	58
501÷700	0	Spessore medio [μm]	1,85
701÷1000	0		
Totale	219	Totale	219

Tabella 4.10 – Con le distribuzioni di lunghezza e di spessore si elencano i film che ricadono all'interno di ogni intervallo; la tabella riporta inoltre le percentuali di ossidi giovani e vecchi, lo spessore medio e il numero totale di film d'ossido nella sezione # 13-150-2 “A”.

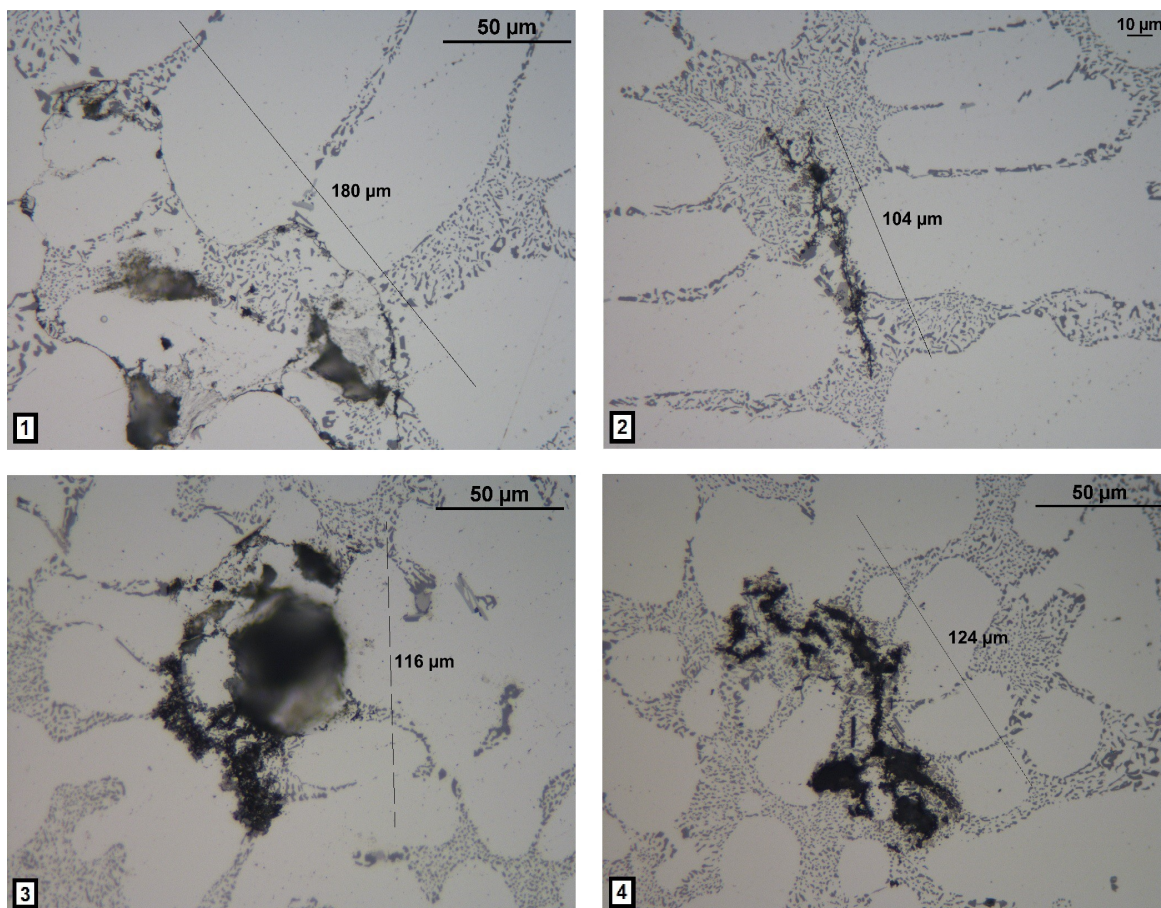
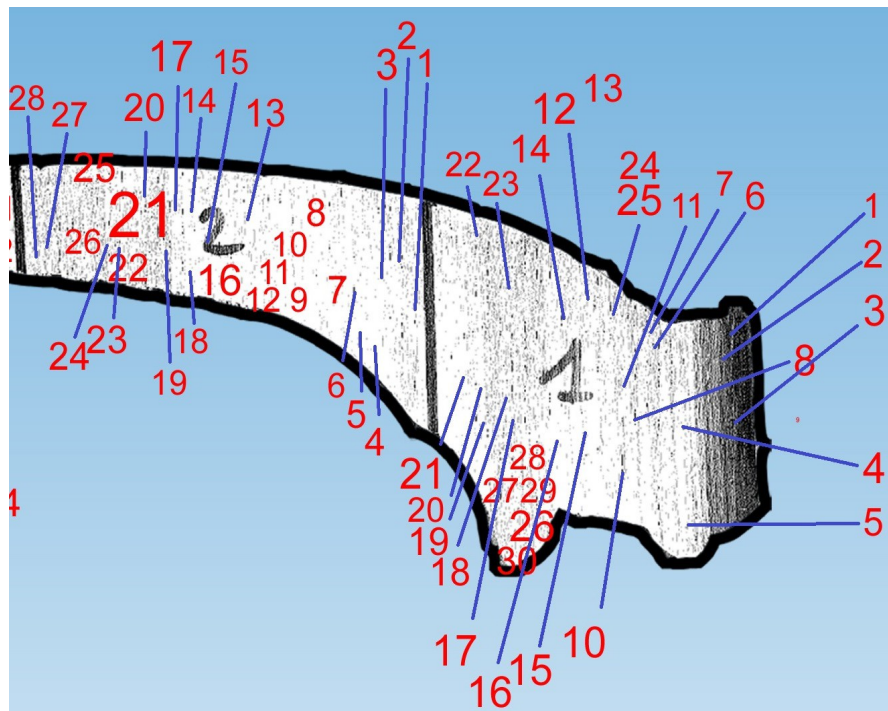
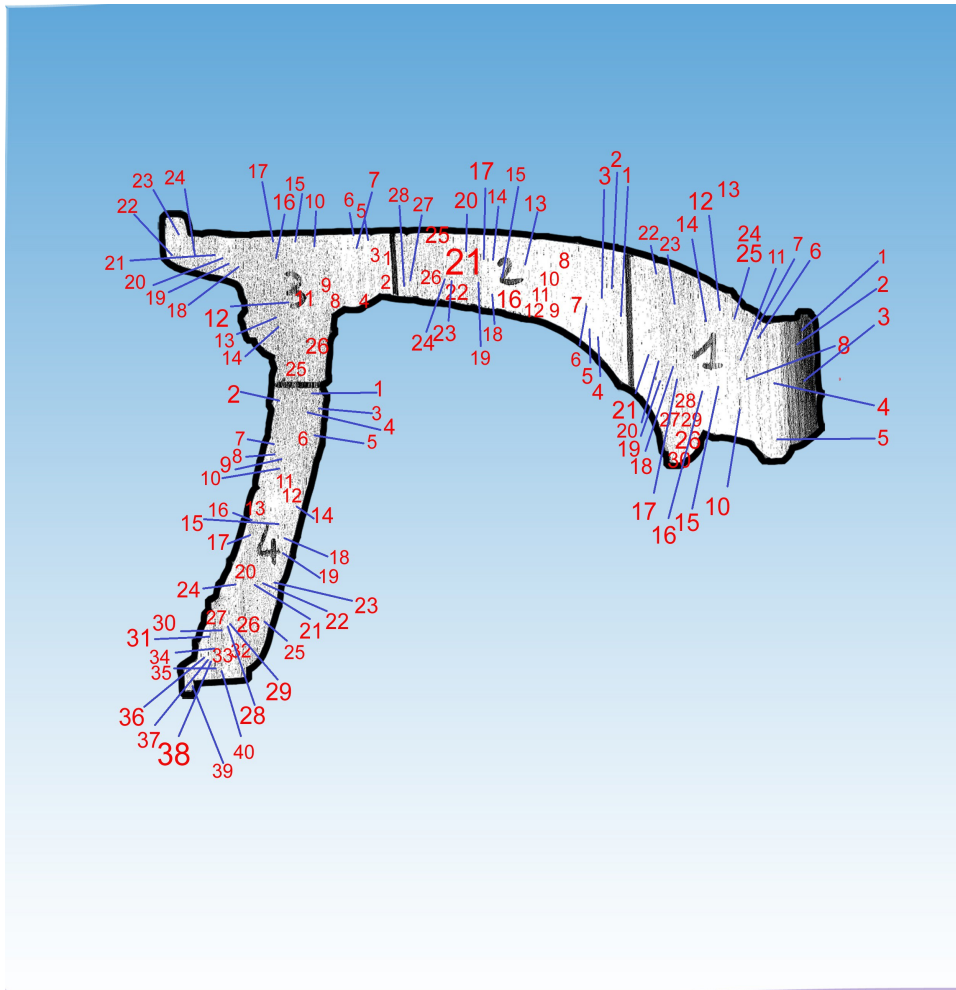


Figura 4.17 – Micrografie ottiche di film d'ossido presenti nella sezione “A” del cerchio # 150-2. Si può notare lo spessore elevato dei difetti nelle immagini n° 3-4 (tali ossidi rientrano nella categoria di spessore maggiore di 10 μm); il film nell'immagine n° 1 possiede uno spessore sempre inferiore a 1 μm , mentre nell'immagine n° 2 è riportato l'esempio di un film con spessore fino a 3 μm . Nelle immagini 4.46 - 4.51 sono esposti ulteriori esempi di film per ogni intervallo di spessore utilizzato nella classificazione dei difetti.



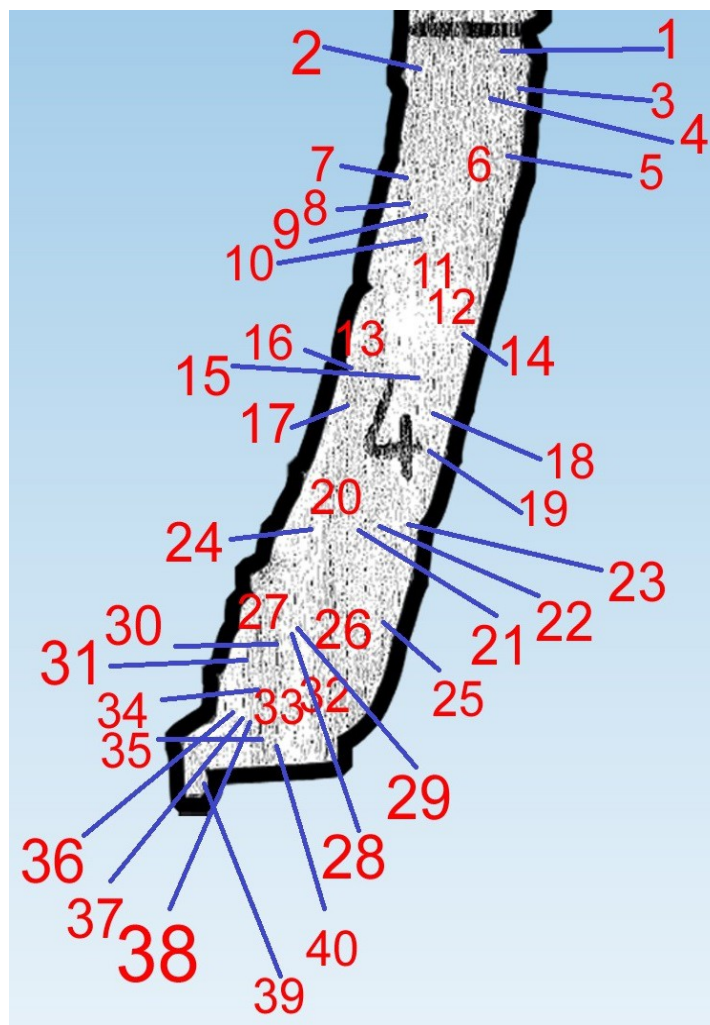
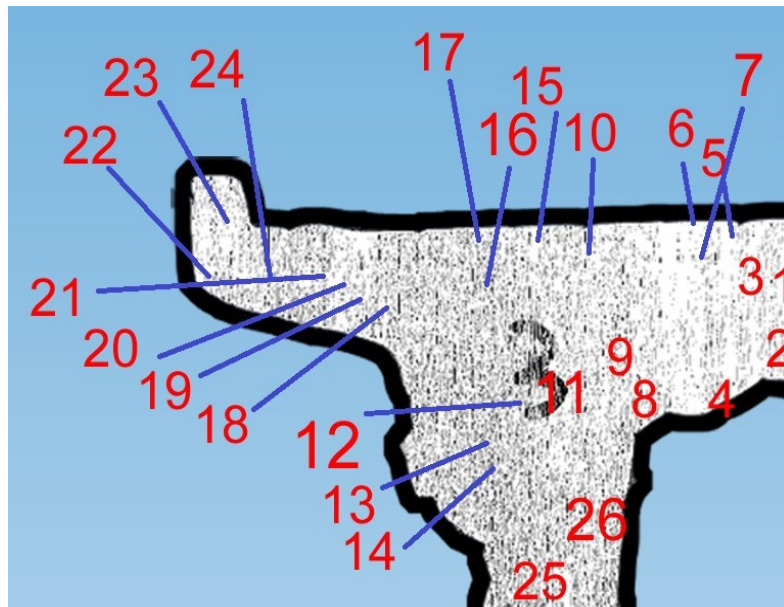


Figure 4.18 - 4.21 – Mappatura dei film d'ossido nella sezione "A" del cerchio # 13-150-1.

Cerchio flow-forming # 13-150-1 sezione "A". Velocità di riempimento stampo = 7 mbar/s.
Convogliatore di flusso dopo un giorno.

Zona 1			Zona 2			Zona 3			Zona 4		
Area totale sezione = 12677 mm ²											
Area zona 1 3571 mm ²			Area zona 2 3156 mm ²			Area zona 3 3518 mm ²			Area zona 4 2432 mm ²		
N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore
	µm	µm		µm	µm		µm	µm		µm	µm
1	97	0÷1	1	87	1÷3	1	45	1÷3	1	189	0÷1
2	151	0÷1	2	98	0÷1	2	65	1÷3	2	212	0÷1
3	277	3÷5	3	175	1÷3	3	62	1÷3	3	28	0÷1
4	287	0÷1	4	107	1÷3	4	122	0÷1	4	119	0÷1
5	110	1÷3	5	131	0÷1	5	59	3÷5	5	50	0÷1
6	176	0÷1	6	52	1÷3	6	37	1÷3	6	40	1÷3
7	98	1÷3	7	131	1÷3	7	96	0÷1	7	34	1÷3
8	211	1÷3	8	162	1÷3	8	29	0÷1	8	29	0÷1
9	170	3÷5	9	140	3÷5	9	97	1÷3	9	101	0÷1
10	269	5÷10	10	80	1÷3	10	35	0÷1	10	43	0÷1
11	59	0÷1	11	58	1÷3	11	195	0÷1	11	63	0÷1
12	165	3÷5	12	62	1÷3	12	212	5÷10	12	114	0÷1
13	102	5÷10	13	107	0÷1	13	84	0÷1	13	94	1÷3
14	146	0÷1	14	82	0÷1	14	43	0÷1	14	69	0÷1
15	292	1÷3	15	95	0÷1	15	63	1÷3	15	104	1÷3
16	218	1÷3	16	115	0÷1	16	194	0÷1	16	23	0÷1
17	234	0÷1	17	214	1÷3	17	89	0÷1	17	126	3÷5
18	197	1÷3	18	87	0÷1	18	29	1÷3	18	94	1÷3
19	128	1÷3	19	85	1÷3	19	43	0÷1	19	39	1÷3
20	88	1÷3	20	117	0÷1	20	84	0÷1	20	59	0÷1
21	282	0÷1	21	769	0÷1	21	49	1÷3	21	158	0÷1
22	59	3÷5	22	198	3÷5	22	33	1÷3	22	168	10 +
23	78	0÷1	23	73	1÷3	23	30	0÷1	23	142	0÷1
24	11	1÷3	24	118	0÷1	24	26	0÷1	24	155	0÷1
25	22	1÷3	25	54	1÷3	25	85	1÷3	25	71	0÷1
26	299	1÷3	26	77	1÷3	26	101	3÷5	26	162	0÷1
27	84	1÷3	27	56	0÷1	27	-	-	27	160	0÷1
28	25	1÷3	28	37	0÷1	28	-	-	28	282	1÷3
29	37	1÷3	29	55	0÷1	29	-	-	29	24	1÷3
30	178	5÷10	30	-	-	30	-	-	30	112	0÷1
31	-	-	31	-	-	31	-	-	31	211	0÷1
32	-	-	32	-	-	32	-	-	32	96	0÷1
33	-	-	33	-	-	33	-	-	33	95	0÷1

34	-	-	34	-	-	34	-	-	34	74	0÷1
35	-	-	35	-	-	35	-	-	35	85	3÷5
36	-	-	36	-	-	36	-	-	36	235	0÷1
37	-	-	37	-	-	37	-	-	37	198	1÷3
38	-	-	38	-	-	38	-	-	38	549	0÷1
39	-	-	39	-	-	39	-	-	39	27	0÷1
40	-	-	40	-	-	40	-	-	40	49	1÷3

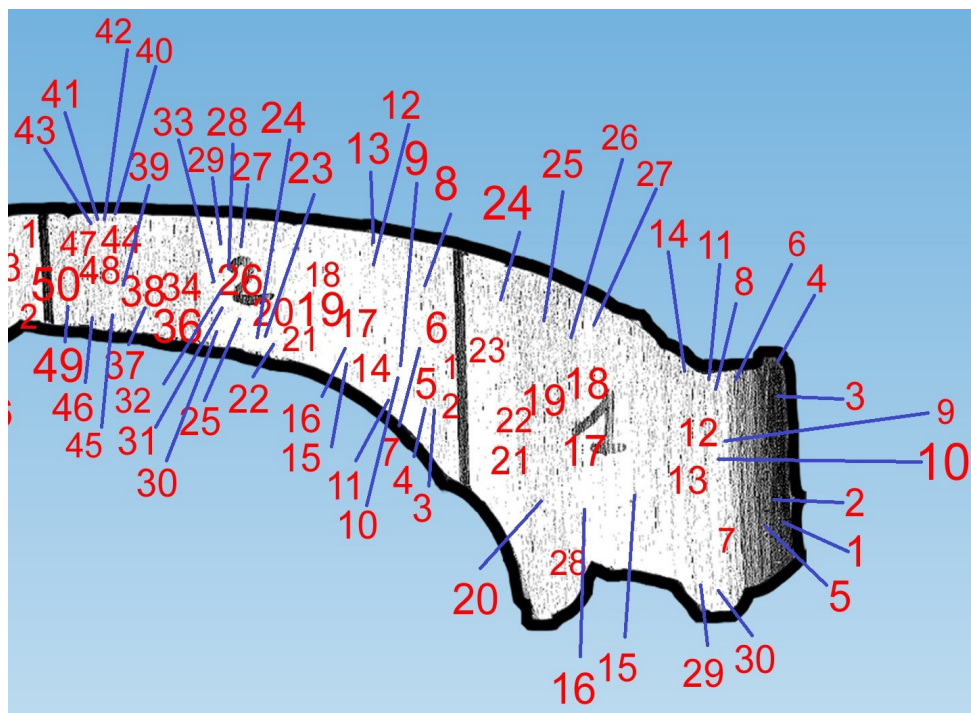
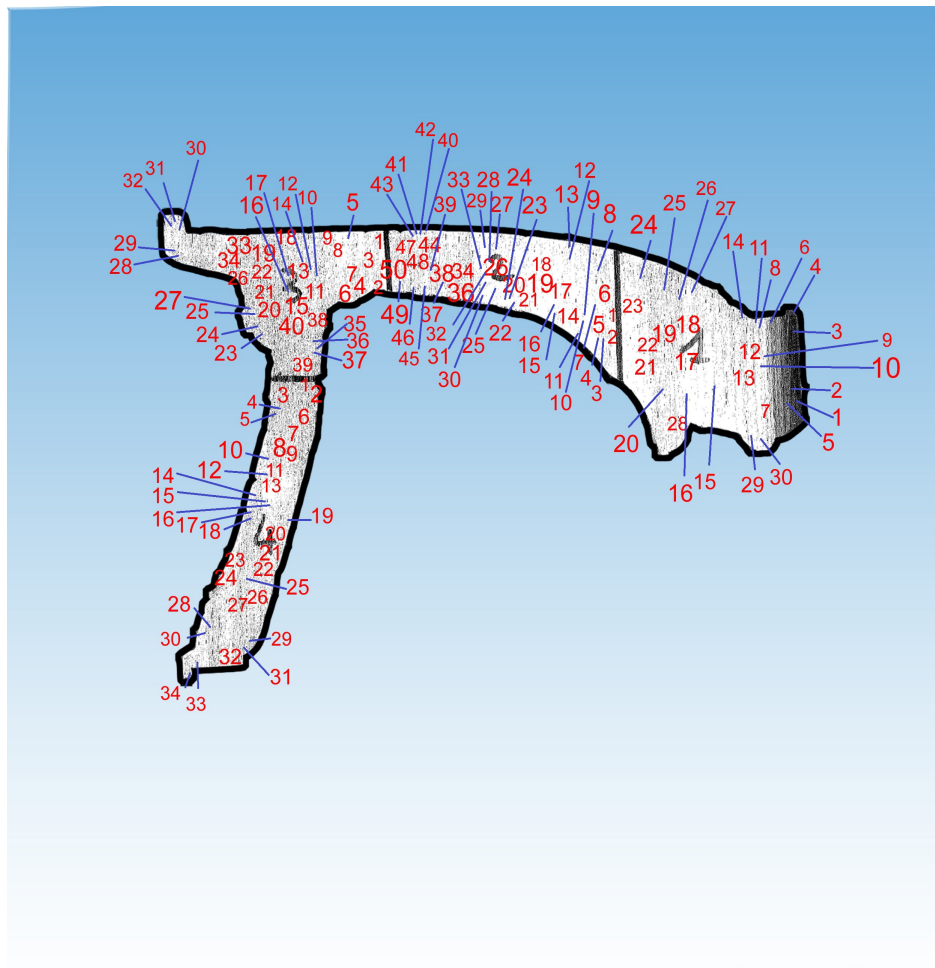
Tabella 4.11 – Lunghezza della dimensione principale e spessore dei film d'ossido; area superficiale complessiva della sezione e delle singole zone; cerchio # 13-150-1, sezione “A”.

Area superficiale per ossido, mm²/ossido	101,5
Lunghezza totale film d'ossido [mm]	15,37
Lunghezza media film d'ossido [μm]	123

Tabella 4.12 – Area superficiale attorno ad ogni film nell'ipotesi di difetti equispaziati, lunghezza totale dei film d'ossido nella sezione e lunghezza media dei difetti.

Distribuzione intervalli lunghezze		Distribuzione intervalli spessore	
μm	Quantità	μm	Quantità
0÷20	0	0÷1	62
21÷50	24	1÷3	48
51÷100	42	3÷5	10
101÷200	40	5÷10	4
201÷300	17	10 +	1
301÷400	0	% ossidi giovani	50
401÷500	0	% ossidi vecchi	50
501÷700	1	Spessore medio [μm]	1,95
701÷1000	1		
Totale	125	Totale	125

Tabella 4.13 – Con le distribuzioni di lunghezza e di spessore si elencano i film che ricadono all'interno di ogni intervallo; la tabella riporta inoltre le percentuali di ossidi giovani e vecchi, lo spessore medio e il numero totale di film d'ossido nella sezione # 13-150-1 “A”.



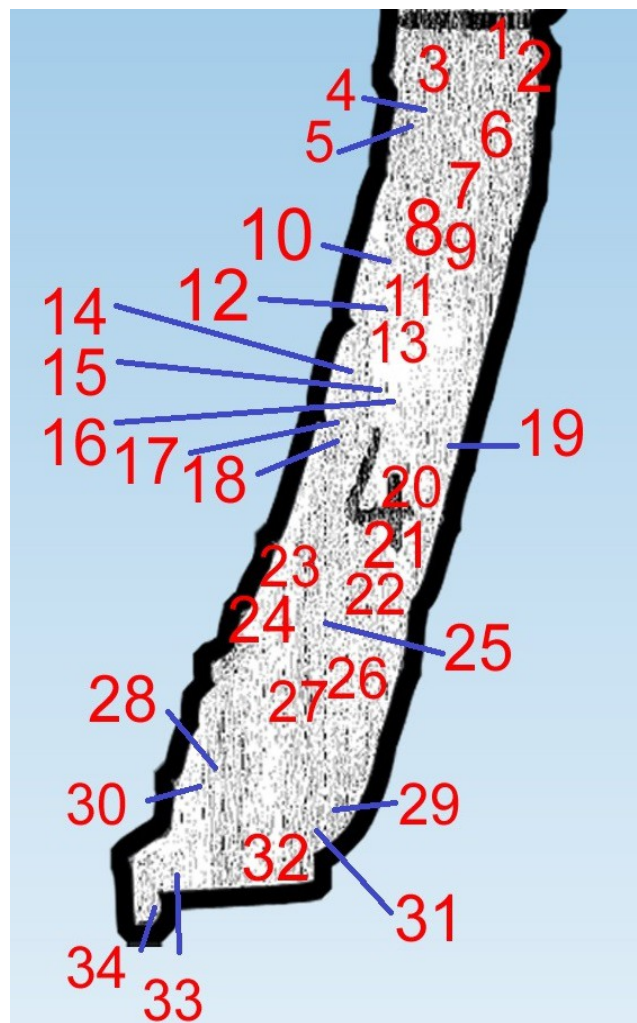
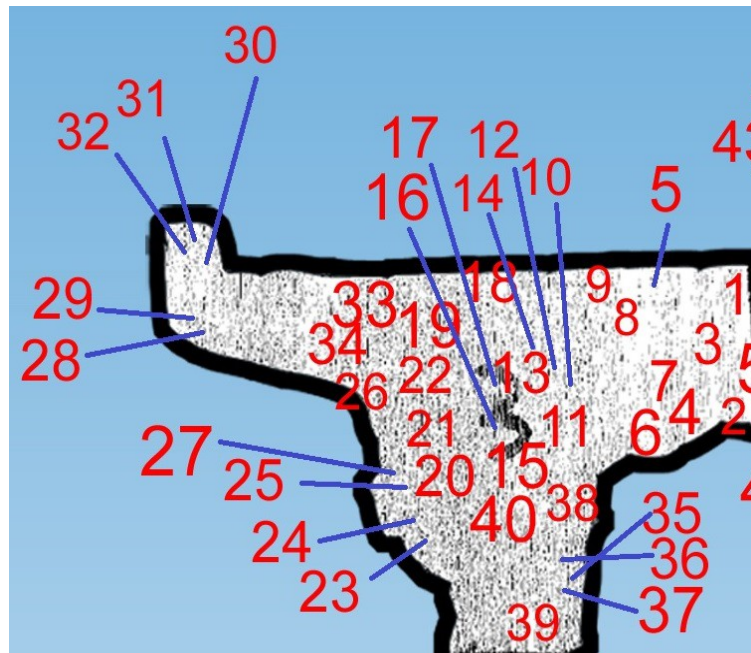


Figure 4.22 - 4.25 – Mappatura dei film d'ossido nella sezione "B" del cerchio # 13-150-1.

Cerchio flow-forming # 13-150-1 sezione "B". Velocità di riempimento stampo = 7 mbar/s.
Convogliatore di flusso dopo un giorno.

Zona 1			Zona 2			Zona 3			Zona 4		
Area totale sezione = 11950 mm ²											
Area zona 1 4055 mm ²			Area zona 2 2706 mm ²			Area zona 3 2821 mm ²			Area zona 4 2368 mm ²		
N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore
	μm	μm		μm	μm		μm	μm		μm	μm
1	243	0÷1	1	64	0÷1	1	102	0÷1	1	57	0÷1
2	196	1÷3	2	81	1÷3	2	86	5÷10	2	228	1÷3
3	187	1÷3	3	150	1÷3	3	120	1÷3	3	136	0÷1
4	137	1÷3	4	243	0÷1	4	221	1÷3	4	59	0÷1
5	204	0÷1	5	222	0÷1	5	285	1÷3	5	86	0÷1
6	94	1÷3	6	164	1÷3	6	231	3÷5	6	173	1÷3
7	81	0÷1	7	108	0÷1	7	118	0÷1	7	114	0÷1
8	134	0÷1	8	336	0÷1	8	88	0÷1	8	316	0÷1
9	69	1÷3	9	308	0÷1	9	60	1÷3	9	185	1÷3
10	410	1÷3	10	121	1÷3	10	60	3÷5	10	208	1÷3
11	164	0÷1	11	159	1÷3	11	119	0÷1	11	72	1÷3
12	153	1÷3	12	191	1÷3	12	74	0÷1	12	258	1÷3
13	247	3÷5	13	211	0÷1	13	116	3÷5	13	92	1÷3
14	187	0÷1	14	166	3÷5	14	74	1÷3	14	168	5÷10
15	140	1÷3	15	218	1÷3	15	218	0÷1	15	124	1÷3
16	201	3÷5	16	136	0÷1	16	209	0÷1	16	106	1÷3
17	212	0÷1	17	175	0÷1	17	174	1÷3	17	135	1÷3
18	174	1÷3	18	76	3÷5	18	130	1÷3	18	188	0÷1
19	190	0÷1	19	326	3÷5	19	295	0÷1	19	195	0÷1
20	207	0÷1	20	120	0÷1	20	111	3÷5	20	66	1÷3
21	147	0÷1	21	67	1÷3	21	45	3÷5	21	131	0÷1
22	64	0÷1	22	189	0÷1	22	50	1÷3	22	26	1÷3
23	63	3÷5	23	217	0÷1	23	154	0÷1	23	70	1÷3
24	345	1÷3	24	280	0÷1	24	194	1÷3	24	131	1÷3
25	146	1÷3	25	179	3÷5	25	67	3÷5	25	104	5÷10
26	99	1÷3	26	227	0÷1	26	126	1÷3	26	28	0÷1
27	75	1÷3	27	127	0÷1	27	323	1÷3	27	73	1÷3
28	45	1÷3	28	101	0÷1	28	65	1÷3	28	128	1÷3
29	163	0÷1	29	58	1÷3	29	124	1÷3	29	73	0÷1
30	142	0÷1	30	124	1÷3	30	88	5÷10	30	88	1÷3
31	-	-	31	143	0÷1	31	139	1÷3	31	177	1÷3
32	-	-	32	97	3÷5	32	93	0÷1	32	166	0÷1
33	-	-	33	141	0÷1	33	202	1÷3	33	69	0÷1

34	-	-	34	177	1÷3	34	171	0÷1	34	80	0÷1
35	-	-	35	162	0÷1	35	115	1÷3	35	-	-
36	-	-	36	344	0÷1	36	150	0÷1	36	-	-
37	-	-	37	183	0÷1	37	284	0÷1	37	-	-
38	-	-	38	250	1÷3	38	135	0÷1	38	-	-
39	-	-	39	122	1÷3	39	84	1÷3	39	-	-
40	-	-	40	82	0÷1	40	214	0÷1	40	-	-
41	-	-	41	100	1÷3	41	52	1÷3	41	-	-
42	-	-	42	68	0÷1	42	-	-	42	-	-
43	-	-	43	176	1÷3	43	-	-	43	-	-
44	-	-	44	180	1÷3	44	-	-	44	-	-
44	-	-	44	84	1÷3	44	-	-	44	-	-
45	-	-	45	111	1÷3	45	-	-	45	-	-
46	-	-	46	70	0÷1	46	-	-	46	-	-
47	-	-	47	146	0÷1	47	-	-	47	-	-
48	-	-	48	302	3÷5	48	-	-	48	-	-
49	-	-	49	331	1÷3	49	-	-	49	-	-

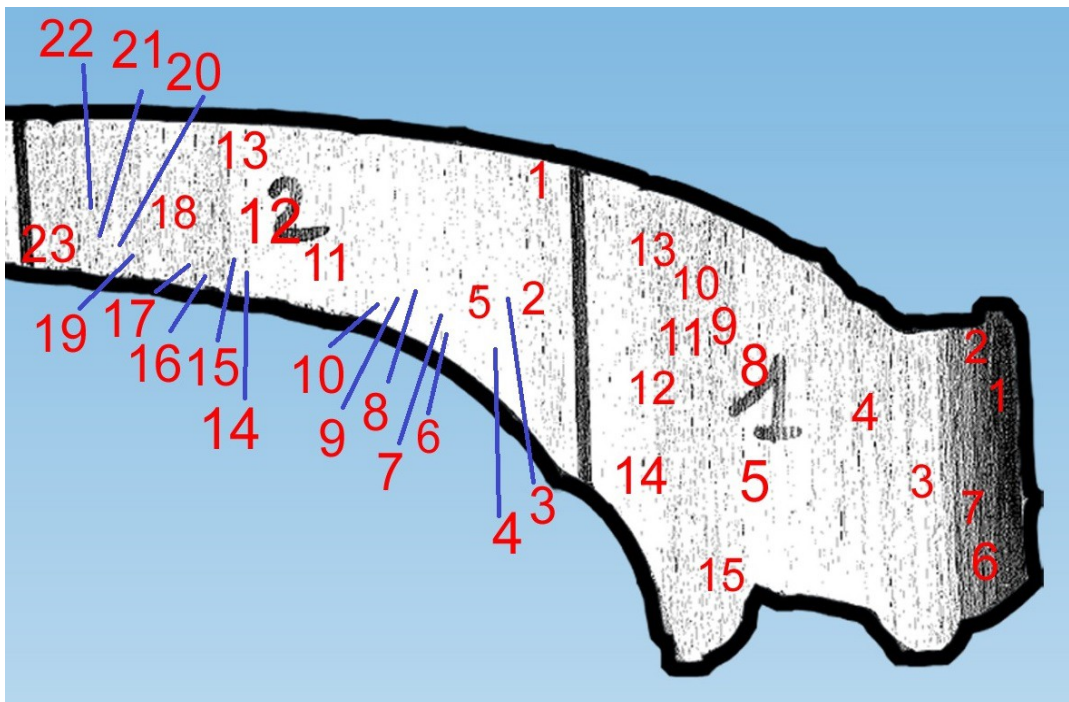
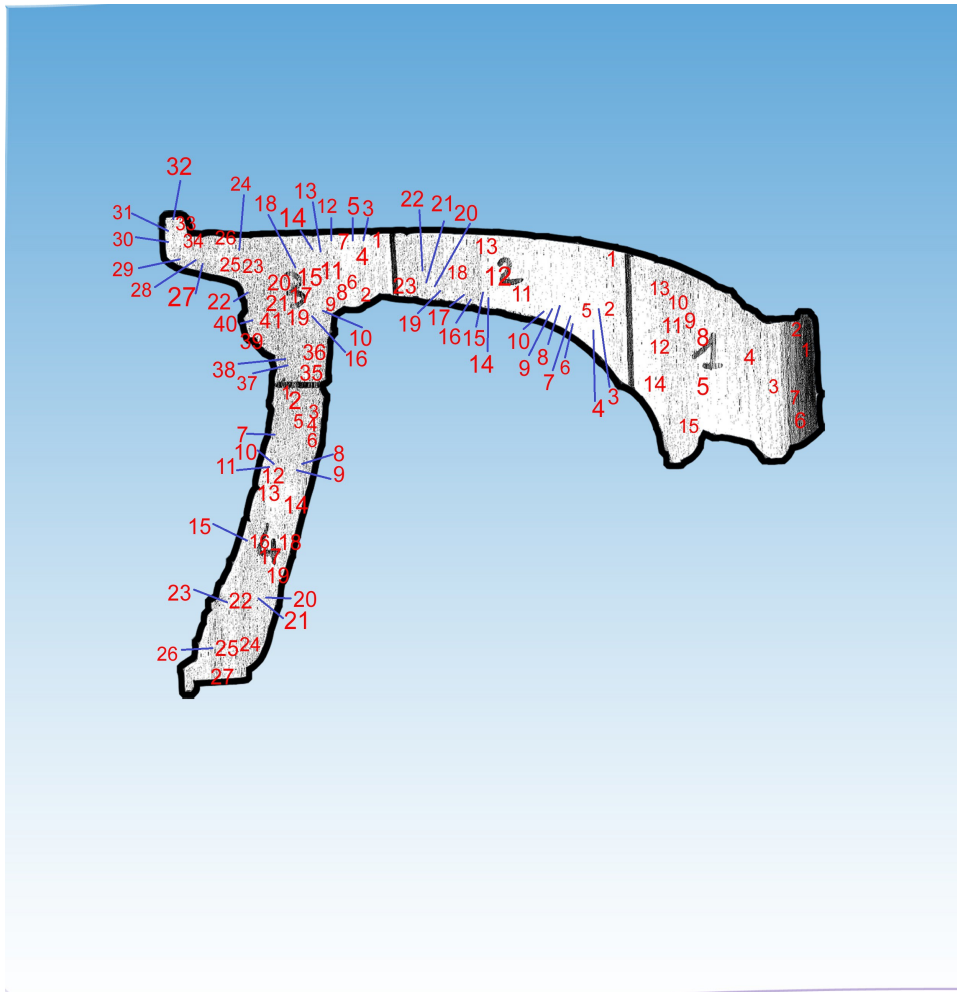
Tabella 4.14 – Lunghezza della dimensione principale e spessore dei film d'ossido; area superficiale complessiva della sezione e delle singole zone; cerchio # 13-150-1, sezione “B”.

Area superficiale per ossido, mm²/ossido	77
Lunghezza totale film d'ossido [mm]	23,4
Lunghezza media film d'ossido [μm]	151

Tabella 4.15 – Area superficiale attorno ad ogni film nell'ipotesi di difetti equispaziati, lunghezza totale dei film d'ossido nella sezione e lunghezza media dei difetti.

Distribuzione intervalli lunghezze		Distribuzione intervalli spessore	
μm	Quantità	μm	Quantità
0÷20	0	0÷1	67
21÷50	5	1÷3	69
51÷100	42	3÷5	15
101÷200	72	5÷10	4
201÷300	26	10 +	0
301÷400	9	% ossidi giovani	43
401÷500	1	% ossidi vecchi	57
501÷700	0	Spessore medio [μm]	1,96
701÷1000	0		
Totale	155	Totale	155

Tabella 4.16 – Con le distribuzioni di lunghezza e di spessore si elencano i film che ricadono all'interno di ogni intervallo; la tabella riporta inoltre le percentuali di ossidi giovani e vecchi, lo spessore medio e il numero totale di film d'ossido nella sezione # 13-150-1 “B”.



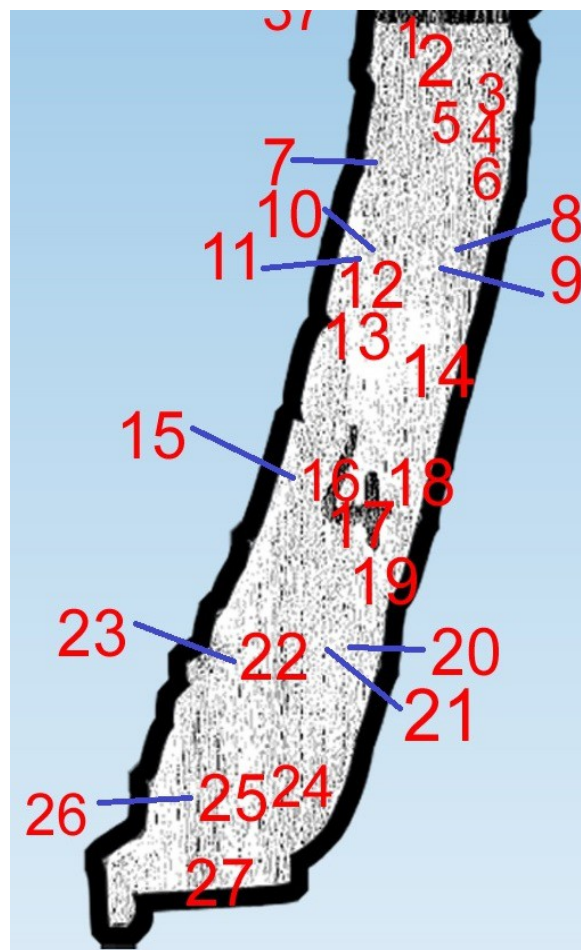
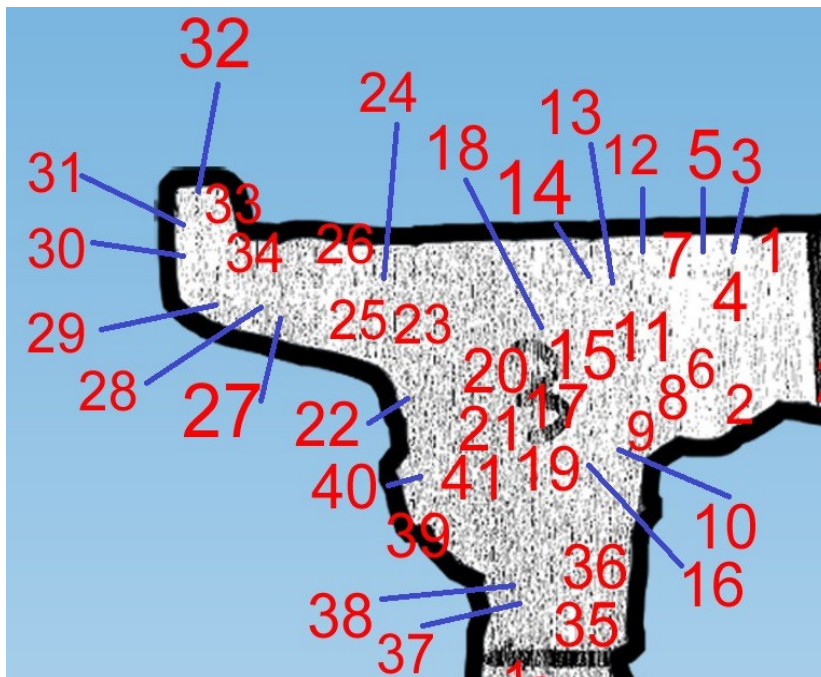


Figure 4.26 – 4.29 – Mappatura dei film d'ossido nella sezione "A" del cerchio # 13-150-3.

Cerchio flow-forming # 13-150-3 sezione "A". Velocità di riempimento stampo = 7 mbar/s.
Convogliatore di flusso dopo tre giorni.

Zona 1			Zona 2			Zona 3			Zona 4		
Area totale sezione = 11867 mm²											
Area zona 1 3515 mm²			Area zona 2 2854 mm²			Area zona 3 2658 mm²			Area zona 4 2840 mm²		
N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore
	µm	µm		µm	µm		µm	µm		µm	µm
1	90	0÷1	1	101	3÷5	1	116	0÷1	1	86	0÷1
2	97	1÷3	2	89	5÷10	2	74	0÷1	2	200	0÷1
3	82	1÷3	3	139	0÷1	3	180	1÷3	3	78	0÷1
4	182	10 +	4	293	0÷1	4	221	1÷3	4	58	10 +
5	206	3÷5	5	67	0÷1	5	228	0÷1	5	81	1÷3
6	157	1÷3	6	119	0÷1	6	93	1÷3	6	44	1÷3
7	96	0÷1	7	152	0÷1	7	139	0÷1	7	199	0÷1
8	220	0÷1	8	144	3÷5	8	106	1÷3	8	136	0÷1
9	165	1÷3	9	100	5÷10	9	95	0÷1	9	164	0÷1
10	79	0÷1	10	148	1÷3	10	201	0÷1	10	137	1÷3
11	101	1÷3	11	148	3÷5	11	284	1÷3	11	156	1÷3
12	66	1÷3	12	302	3÷5	12	87	3÷5	12	117	1÷3
13	41	0÷1	13	184	1÷3	13	121	0÷1	13	177	1÷3
14	147	10 +	14	263	0÷1	14	352	10 +	14	208	3÷5
15	86	3÷5	15	135	0÷1	15	227	1÷3	15	150	0÷1
16	-	-	16	110	1÷3	16	125	1÷3	16	96	0÷1
17	-	-	17	150	0÷1	17	138	0÷1	17	171	0÷1
18	-	-	18	87	3÷5	18	162	5÷10	18	149	1÷3
19	-	-	19	91	1÷3	19	109	1÷3	19	169	0÷1
20	-	-	20	133	0÷1	20	148	5÷10	20	112	5÷10
21	-	-	21	0,112	1÷3	21	153	1÷3	21	153	1÷3
22	-	-	22	114	0÷1	22	138	0÷1	22	105	0÷1
23	-	-	23	131	0÷1	23	96	1÷3	23	272	0÷1
24	-	-	24	-	-	24	98	0÷1	24	36	3÷5
25	-	-	25	-	-	25	98	0÷1	25	62	1÷3
26	-	-	26	-	-	26	90	1÷3	26	148	1÷3
27	-	-	27	-	-	27	393	1÷3	27	109	1÷3
28	-	-	28	-	-	28	65	1÷3	28	-	-
29	-	-	29	-	-	29	45	1÷3	29	-	-
30	-	-	30	-	-	30	29	3÷5	30	-	-
31	-	-	31	-	-	31	208	3÷5	31	-	-
32	-	-	32	-	-	32	91	0÷1	32	-	-
33	-	-	33	-	-	33	61	3÷5	33	-	-

34	-	-	34	-	-	34	50	1÷3	34	-	-
35	-	-	35	-	-	35	158	0÷1	35	-	-
36	-	-	36	-	-	36	106	0÷1	36	-	-
37	-	-	37	-	-	37	99	0÷1	37	-	-
38	-	-	38	-	-	38	121	0÷1	38	-	-
39	-	-	39	-	-	39	152	1÷3	39	-	-
40	-	-	40	-	-	40	182	0÷1	40	-	-
41	-	-	41	-	-	41	122	0÷1	41	-	-

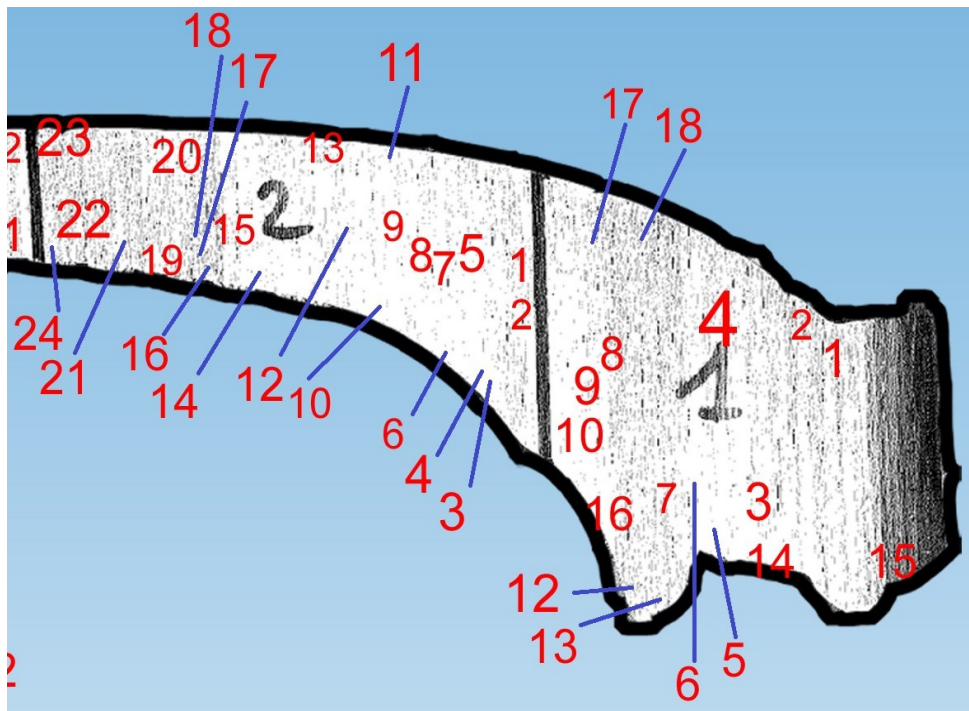
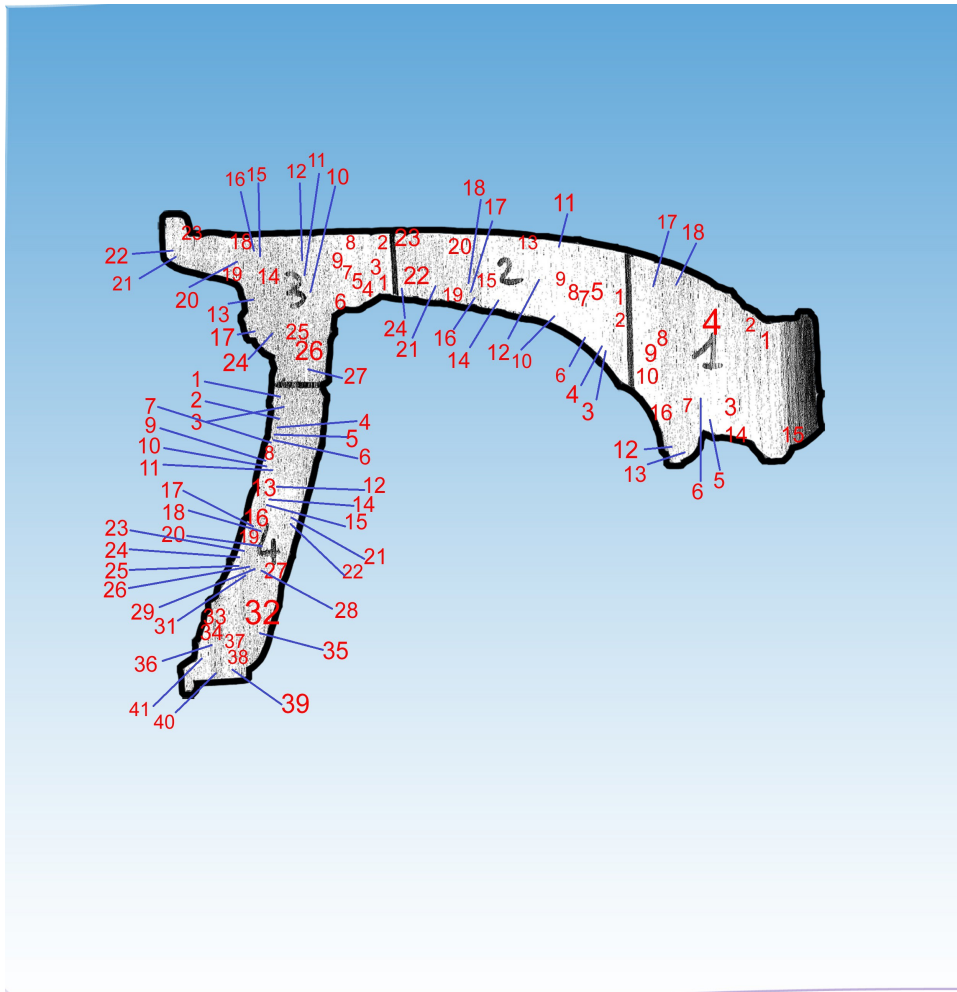
Tabella 4.17 – Lunghezza della dimensione principale e spessore dei film d'ossido; area superficiale complessiva della sezione e delle singole zone; cerchio # 13-150-3, sezione “A”.

Area superficiale per ossido, mm²/ossido	112
Lunghezza totale film d'ossido [mm]	14,5
Lunghezza media film d'ossido [μm]	136

Tabella 4.18 – Area superficiale attorno ad ogni film nell'ipotesi di difetti equispaziati, lunghezza totale dei film d'ossido nella sezione e lunghezza media dei difetti.

Distribuzione intervalli lunghezze		Distribuzione intervalli spessore	
μm	Quantità	μm	Quantità
0÷20	0	0÷1	46
21÷50	6	1÷3	38
51÷100	30	3÷5	13
101÷200	55	5÷10	5
201÷300	12	10 +	4
301÷400	3	% ossidi giovani	43
401÷500	0	% ossidi vecchi	57
501÷700	0	Spessore medio [μm]	2,405
701÷1000	0		
Totale	106	Totale	106

Tabella 4.19 – Con le distribuzioni di lunghezza e di spessore si elencano i film che ricadono all'interno di ogni intervallo; la tabella riporta inoltre le percentuali di ossidi giovani e vecchi, lo spessore medio e il numero totale di film d'ossido nella sezione # 13-150-3 “A”.



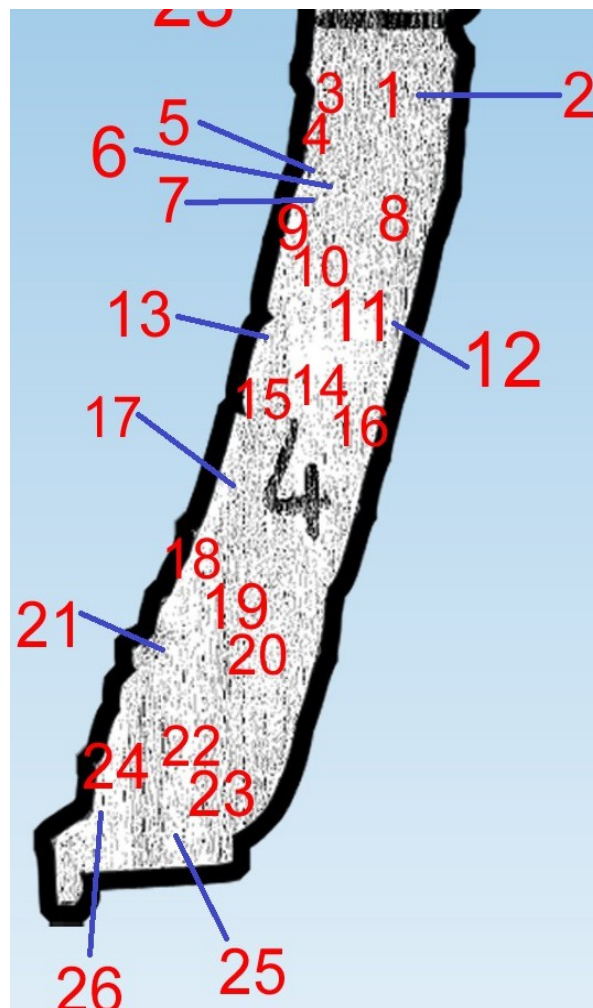
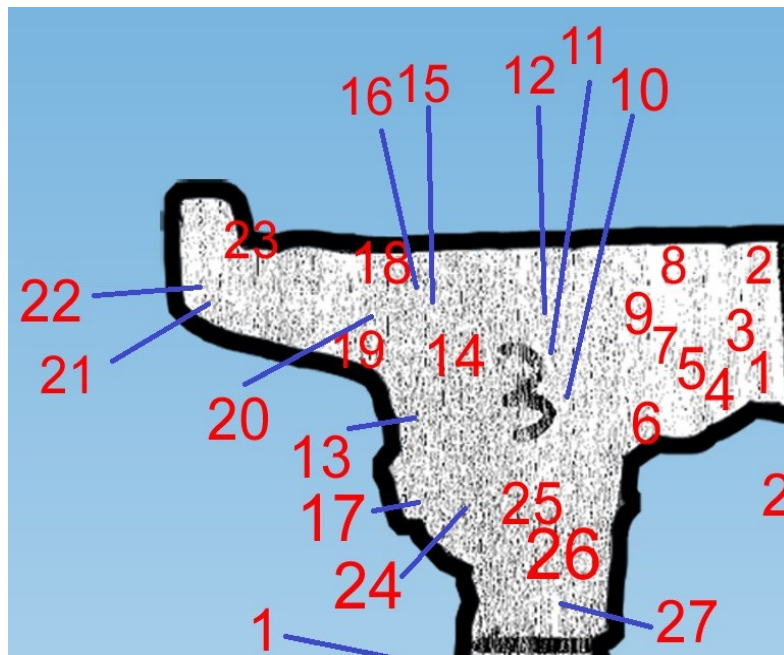


Figure 4.30 - 4.33 – Mappatura dei film d'ossido nella sezione “B” del cerchio # 13-150-3.

Cerchio flow-forming # 13-150-3 sezione "B". Velocità di riempimento stampo = 7 mbar/s.
Convogliatore di flusso dopo tre giorni.

Zona 1			Zona 2			Zona 3			Zona 4		
Area totale sezione = 11935 mm ²											
Area zona 1 3898 mm ²			Area zona 2 2760 mm ²			Area zona 3 2806 mm ²			Area zona 4 2471 mm ²		
N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore
	μm	μm		μm	μm		μm	μm		μm	μm
1	213	0÷1	1	169	0÷1	1	177	1÷3	1	163	10 +
2	65	0÷1	2	67	1÷3	2	99	1÷3	2	180	3÷5
3	204	0÷1	3	259	0÷1	3	148	3÷5	3	147	1÷3
4	798	1÷3	4	210	3÷5	4	122	1÷3	4	106	0÷1
5	182	1÷3	5	219	0÷1	5	100	1÷3	5	255	1÷3
6	197	1÷3	6	84	0÷1	6	168	0÷1	6	127	1÷3
7	87	1÷3	7	155	3÷5	7	76	3÷5	7	140	1÷3
8	116	0÷1	8	147	1÷3	8	74	3÷5	8	96	0÷1
9	292	0÷1	9	79	1÷3	9	124	5÷10	9	134	1÷3
10	148	0÷1	10	79	1÷3	10	104	1÷3	10	164	5÷10
11	156	1÷3	11	219	0÷1	11	73	3÷5	11	185	0÷1
12	227	3÷5	12	118	0÷1	12	93	1÷3	12	208	1÷3
13	111	1÷3	13	84	3÷5	13	174	1÷3	13	148	3÷5
14	122	3÷5	14	115	1÷3	14	123	1÷3	14	125	1÷3
15	165	0÷1	15	98	1÷3	15	64	0÷1	15	104	1÷3
16	156	0÷1	16	176	5÷10	16	84	1÷3	16	272	1÷3
17	52	0÷1	17	113	0÷1	17	226	1÷3	17	130	1÷3
18	171	0÷1	18	108	1÷3	18	136	0÷1	18	188	5÷10
19	-	-	19	31	1÷3	19	74	1÷3	19	73	1÷3
20	-	-	20	140	1÷3	20	140	0÷1	20	176	0÷1
21	-	-	21	110	0÷1	21	113	0÷1	21	115	1÷3
22	-	-	22	253	1÷3	22	54	0÷1	22	96	1÷3
23	-	-	23	246	5÷10	23	99	1÷3	23	156	1÷3
24	-	-	24	172	1÷3	24	272	1÷3	24	159	1÷3
25	-	-	25	-	-	25	114	3÷5	25	146	1÷3
26	-	-	26	-	-	26	365	0÷1	26	120	0÷1
27	-	-	27	-	-	27	122	5÷10	27	129	10 +
28	-	-	28	-	-	28	-	-	28	107	0÷1
29	-	-	29	-	-	29	-	-	29	117	0÷1
30	-	-	30	-	-	30	-	-	30	243	10 +
31	-	-	31	-	-	31	-	-	31	145	3÷5
32	-	-	32	-	-	32	-	-	32	691	1÷3
33	-	-	33	-	-	33	-	-	33	106	0÷1

34	-	-	34	-	-	34	-	-	34	267	0÷1
35	-	-	35	-	-	35	-	-	35	295	0÷1
36	-	-	36	-	-	36	-	-	36	175	1÷3
37	-	-	37	-	-	37	-	-	37	68	3÷5
38	-	-	38	-	-	38	-	-	38	85	10 +
39	-	-	39	-	-	39	-	-	39	304	1÷3
40	-	-	40	-	-	40	-	-	40	81	1÷3
41	-	-	41	-	-	41	-	-	41	73	1÷3

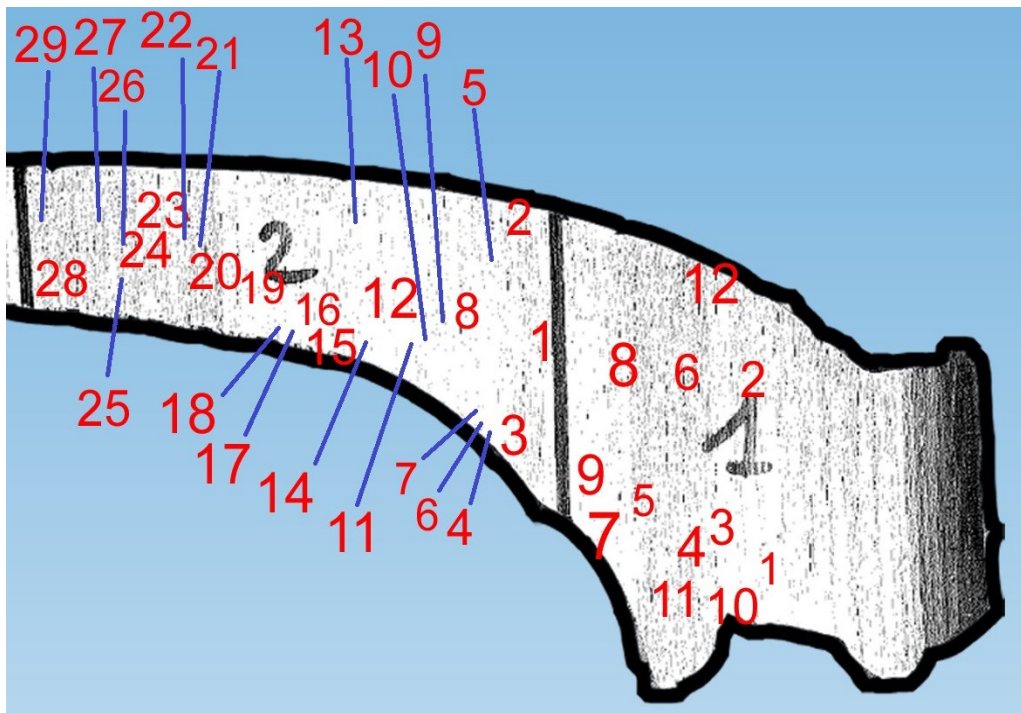
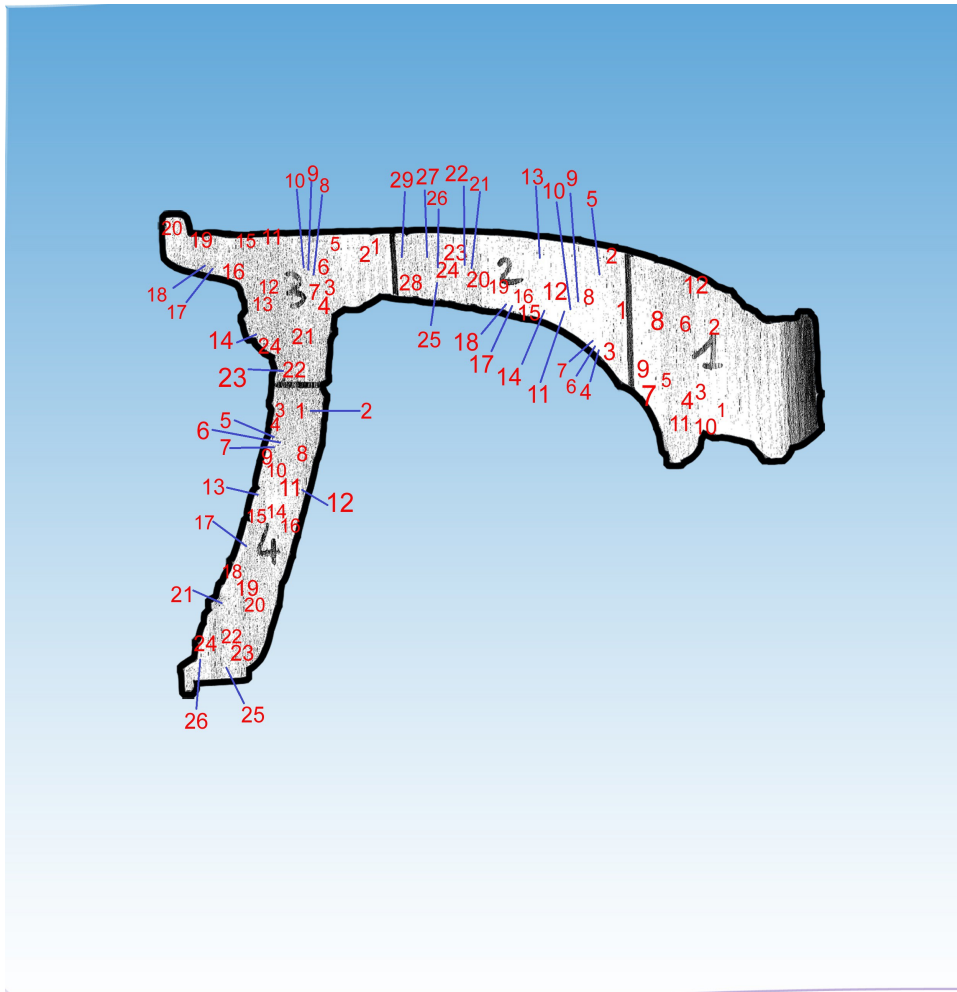
Tabella 4.20 – Lunghezza della dimensione principale e spessore dei film d'ossido; area superficiale complessiva della sezione e delle singole zone; cerchio # 13-150-3, sezione “B”.

Area superficiale per ossido, mm²/ossido	108,5
Lunghezza totale film d'ossido [mm]	17,2
Lunghezza media film d'ossido [μm]	156

Tabella 4.21 – Area superficiale attorno ad ogni film nell'ipotesi di difetti equispaziati, lunghezza totale dei film d'ossido nella sezione e lunghezza media dei difetti.

Distribuzione intervalli lunghezze		Distribuzione intervalli spessore	
μm	Quantità	μm	Quantità
0÷20	0	0÷1	35
21÷50	1	1÷3	51
51÷100	27	3÷5	14
101÷200	60	5÷10	6
201÷300	18	10 +	4
301÷400	2	% ossidi giovani	32
401÷500	0	% ossidi vecchi	68
501÷700	1	Spessore medio [μm]	2,535
701÷1000	1		
Totale	110	Totale	110

Tabella 4.22 – Con le distribuzioni di lunghezza e di spessore si elencano i film che ricadono all'interno di ogni intervallo; la tabella riporta inoltre le percentuali di ossidi giovani e vecchi, lo spessore medio e il numero totale di film d'ossido nella sezione # 13-150-3 “B”.



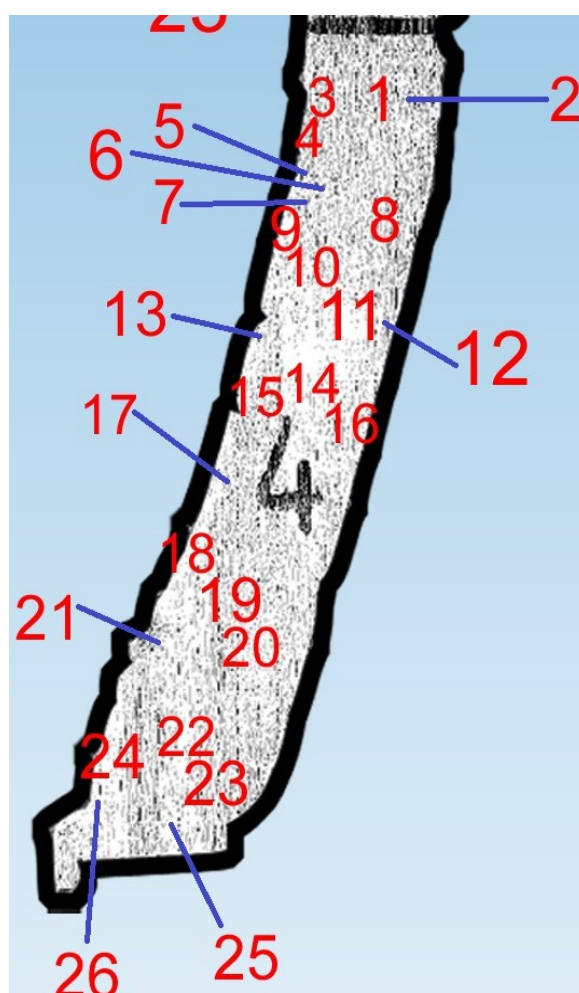
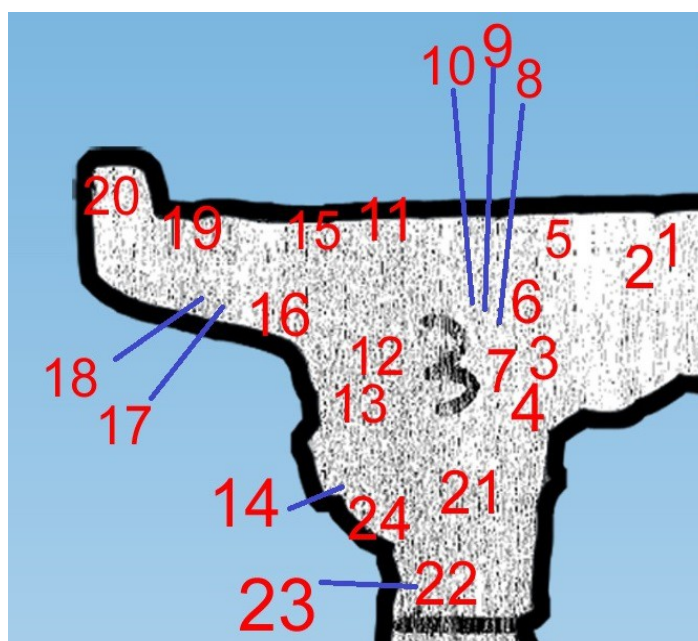


Figure 4.34 - 4.37– Mappatura dei film d'ossido nella sezione “A” del cerchio # 13-150-4.

Cerchio flow-forming # 13-150-4 sezione “A”. Velocità di riempimento stampo = 7 mbar/s. Filtro a maglia metallica.

Zona 1			Zona 2			Zona 3			Zona 4		
Area totale sezione = 11446 mm ²											
Area zona 1 4115 mm ²			Area zona 2 2545 mm ²			Area zona 3 2533 mm ²			Area zona 4 2253 mm ²		
N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore
	μm	μm		μm	μm		μm	μm		μm	μm
1	66	0÷1	1	250	3÷5	1	137	0÷1	1	125	1÷3
2	116	0÷1	2	197	0÷1	2	118	0÷1	2	186	0÷1
3	147	1÷3	3	269	1÷3	3	107	1÷3	3	84	0÷1
4	207	1÷3	4	132	0÷1	4	239	0÷1	4	87	1÷3
5	63	0÷1	5	155	0÷1	5	93	0÷1	5	131	0÷1
6	125	1÷3	6	81	0÷1	6	125	0÷1	6	236	1÷3
7	408	1÷3	7	79	1÷3	7	100	1÷3	7	119	0÷1
8	316	5÷10	8	95	0÷1	8	63	1÷3	8	181	0÷1
9	283	0÷1	9	143	0÷1	9	192	1÷3	9	109	0÷1
10	142	0÷1	10	116	0÷1	10	69	1÷3	10	56	0÷1
11	161	0÷1	11	224	10 +	11	123	1÷3	11	331	0÷1
12	261	0÷1	12	203	0÷1	12	72	1÷3	12	232	1÷3
13	-	-	13	167	1÷3	13	55	1÷3	13	109	3÷5
14	-	-	14	292	1÷3	14	220	3÷5	14	93	0÷1
15	-	-	15	108	0÷1	15	98	0÷1	15	54	0÷1
16	-	-	16	45	0÷1	16	128	0÷1	16	90	0÷1
17	-	-	17	231	0÷1	17	89	0÷1	17	56	1÷3
18	-	-	18	259	1÷3	18	80	0÷1	18	93	0÷1
19	-	-	19	77	1÷3	19	188	3÷5	19	149	1÷3
20	-	-	20	112	1÷3	20	56	0÷1	20	66	0÷1
21	-	-	21	85	1÷3	21	182	5÷10	21	111	1÷3
22	-	-	22	158	0÷1	22	163	0÷1	22	127	0÷1
23	-	-	23	118	1÷3	23	340	0÷1	23	55	0÷1
24	-	-	24	106	1÷3	24	108	1÷3	24	104	0÷1
25	-	-	25	138	1÷3	25	-	-	25	114	0÷1
26	-	-	26	59	0÷1	26	-	-	26	169	1÷3
27	-	-	27	57	0÷1	27	-	-	27	-	-
28	-	-	28	103	0÷1	28	-	-	28	-	-
29	-	-	29	86	1÷3	29	-	-	29	-	-
30	-	-	30	116	0÷1	30	-	-	30	-	-

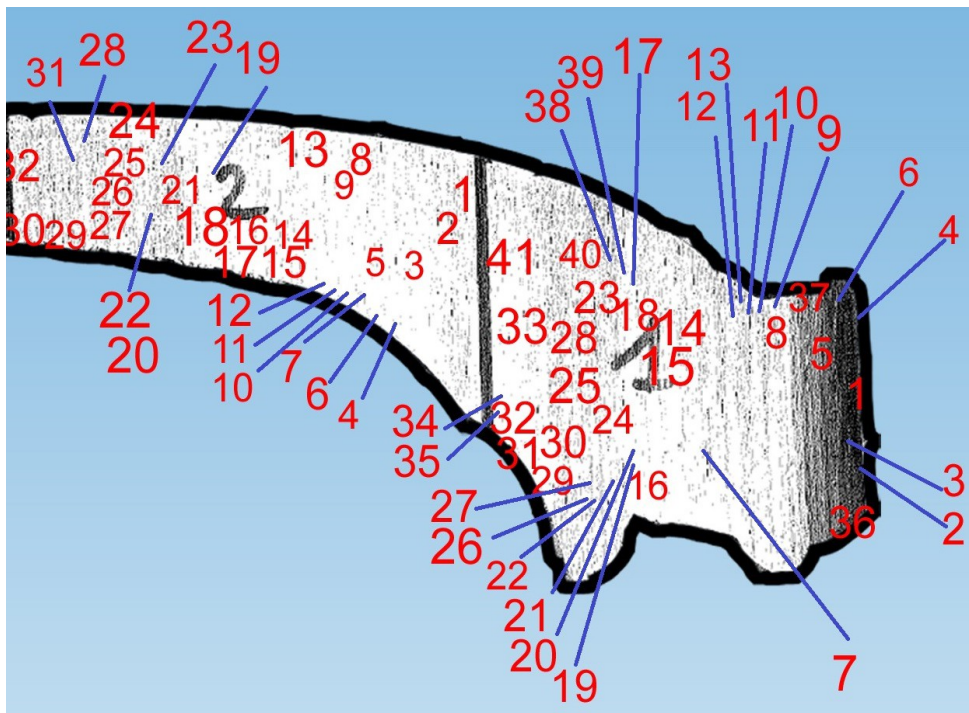
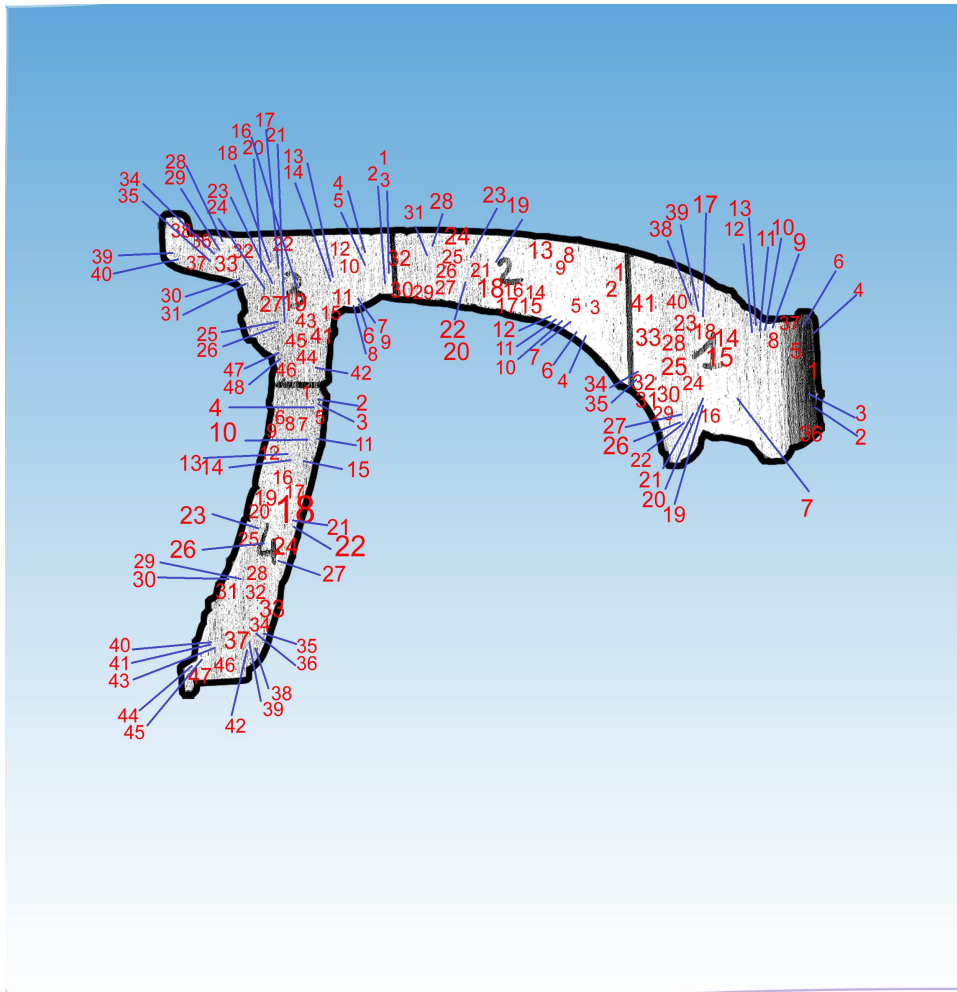
Tabella 4.23 – Lunghezza della dimensione principale e spessore dei film d'ossido; area superficiale complessiva della sezione e delle singole zone; cerchio # 13-150-4, sezione “A”.

Area superficiale per ossido, mm²/ossido	124,5
Lunghezza totale film d'ossido [mm]	12,96
Lunghezza media film d'ossido [μm]	141

Tabella 4.24 – Area superficiale attorno ad ogni film nell'ipotesi di difetti equispaziati, lunghezza totale dei film d'ossido nella sezione e lunghezza media dei difetti.

Distribuzione intervalli lunghezze		Distribuzione intervalli spessore	
μm	Quantità	μm	Quantità
0÷20	0	0÷1	52
21÷50	1	1÷3	33
51÷100	30	3÷5	4
101÷200	43	5÷10	2
201÷300	14	10 +	1
301÷400	3	% ossidi giovani	57
401÷500	1	% ossidi vecchi	43
501÷700	0	Spessore medio [μm]	1,7
701÷1000	0		
Totale	92	Totale	92

Tabella 4.25 – Con le distribuzioni di lunghezza e di spessore si elencano i film che ricadono all'interno di ogni intervallo; la tabella riporta inoltre le percentuali di ossidi giovani e vecchi, lo spessore medio e il numero totale di film d'ossido nella sezione # 13-150-4 “A”.



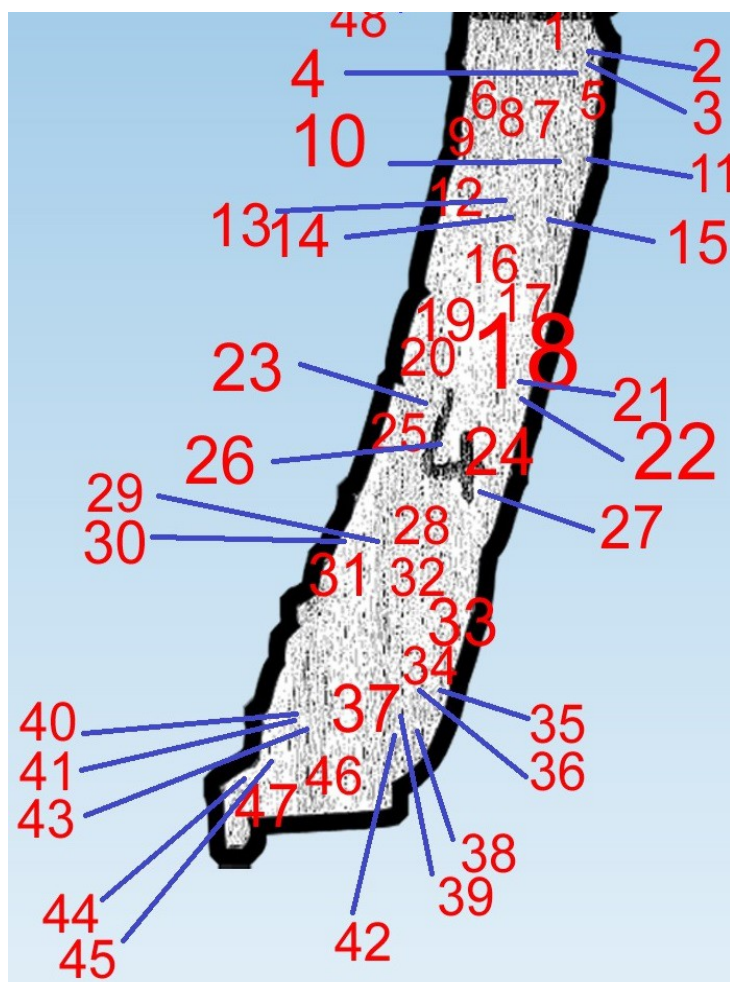
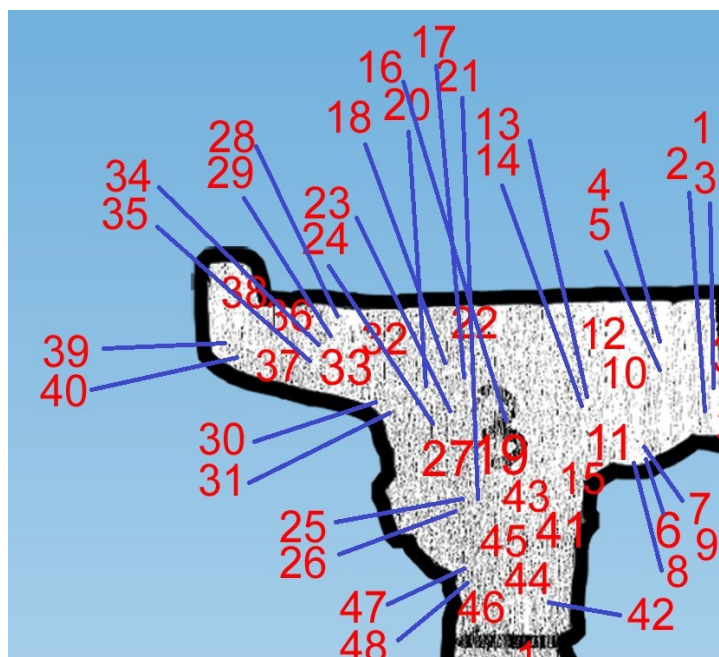


Figure 4.38 - 4.41 – Mappatura dei film d'ossido nella sezione "A" del cerchio # 13-150-5.

Cerchio flow-forming # 13-150-5 sezione "A". Velocità di riempimento stampo = 14 mbar/s.
Convogliatore di flusso.

Zona 1			Zona 2			Zona 3			Zona 4		
Area totale sezione = 11176 mm²											
Area zona 1 3302 mm²			Area zona 2 2861 mm²			Area zona 3 2768 mm²			Area zona 4 2245 mm²		
N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore	N°	Lun= ghezza	Spes= sore
	µm	µm		µm	µm		µm	µm		µm	µm
1	179	1÷3	1	285	0÷1	1	50	1÷3	1	48	1÷3
2	169	1÷3	2	110	0÷1	2	48	0÷1	2	171	1÷3
3	114	0÷1	3	61	1÷3	3	59	1÷3	3	106	0÷1
4	50	3÷5	4	89	0÷1	4	08	0÷1	4	233	0÷1
5	137	5÷10	5	88	5÷10	5	92	1÷3	5	59	1÷3
6	67	0÷1	6	104	3÷5	6	110	1÷3	6	47	1÷3
7	266	0÷1	7	131	1÷3	7	60	1÷3	7	84	0÷1
8	130	0÷1	8	185	0÷1	8	79	0÷1	8	38	1÷3
9	273	0÷1	9	54	1÷3	9	81	0÷1	9	72	0÷1
10	102	1÷3	10	70	0÷1	10	48	1÷3	10	360	3÷5
11	184	0÷1	11	45	0÷1	11	103	0÷1	11	201	10 +
12	96	0÷1	12	180	0÷1	12	85	1÷3	12	20	0÷1
13	112	0÷1	13	253	0÷1	13	59	0÷1	13	192	0÷1
14	261	0÷1	14	88	1÷3	14	51	0÷1	14	148	0÷1
15	362	0÷1	15	142	3÷5	15	44	3÷5	15	120	1÷3
16	58	0÷1	16	91	1÷3	16	89	1÷3	16	80	0÷1
17	268	0÷1	17	117	3÷5	17	93	1÷3	17	39	3÷5
18	179	10 +	18	394	0÷1	18	79	1÷3	18	85	0÷1
19	136	0÷1	19	140	1÷3	19	95	0÷1	19	124	0÷1
20	128	0÷1	20	253	1÷3	20	96	0÷1	20	4	0÷1
21	102	0÷1	21	79	1÷3	21	162	0÷1	21	101	0÷1
22	69	0÷1	22	203	0÷1	22	86	0÷1	22	441	0÷1
23	185	0÷1	23	103	3÷5	23	44	1÷3	23	229	0÷1
24	86	0÷1	24	227	0÷1	24	24	1÷3	24	276	1÷3
25	240	1÷3	25	56	1÷3	25	47	0÷1	25	72	1÷3
26	205	0÷1	26	96	0÷1	26	37	0÷1	26	258	1÷3
27	167	0÷1	27	93	0÷1	27	160	1÷3	27	132	3÷5
28	173	0÷1	28	121	0÷1	28	63	1÷3	28	80	3÷5
29	63	1÷3	29	40	1÷3	29	43	0÷1	29	142	0÷1
30	170	1÷3	30	144	3÷5	30	77	1÷3	30	57	0÷1
31	145	3÷5	31	68	0÷1	31	75	0÷1	31	114	1÷3
32	168	3÷5	32	118	0÷1	32	64	1÷3	32	73	1÷3
33	253	1÷3	33	-	-	33	153	3÷5	33	276	1÷3

34	116	0÷1	34	-	-	34	46	0÷1	34	96	5÷10
35	180	1÷3	35	-	-	35	37	1÷3	35	87	0÷1
36	107	1÷3	36	-	-	36	39	0÷1	36	76	1÷3
37	89	1÷3	37	-	-	37	43	0÷1	37	210	1÷3
38	117	1÷3	38	-	-	38	26	0÷1	38	35	0÷1
39	95	0÷1	39	-	-	39	58	3÷5	39	86	1÷3
40	142	1÷3	40	-	-	40	16	0÷1	40	62	1÷3
41	218	1÷3	41	-	-	41	125	0÷1	41	90	1÷3
42	-	-	42	-	-	42	67	1÷3	42	74	1÷3
43	-	-	43	-	-	43	42	3÷5	43	66	1÷3
44	-	-	44	-	-	44	51	1÷3	44	39	0÷1
45	-	-	45	-	-	45	45	1÷3	45	16	1÷3
46	-	-	46	-	-	46	56	3÷5	46	56	1÷3
47	-	-	47	-	-	47	249	0÷1	47	117	1÷3
48	-	-	48	-	-	48	263	0÷1	48	-	-

Tabella 4.26 – Lunghezza della dimensione principale e spessore dei film d'ossido; area superficiale complessiva della sezione e delle singole zone; cerchio # 13-150-5, sezione “A”.

Area superficiale per ossido, mm²/ossido	66,5
Lunghezza totale film d'ossido [mm]	20,7
Lunghezza media film d'ossido [μm]	123

Tabella 4.27 – Area superficiale attorno ad ogni film nell'ipotesi di difetti equispaziati, lunghezza totale dei film d'ossido nella sezione e lunghezza media dei difetti.

Distribuzione intervalli lunghezze		Distribuzione intervalli spessore	
μm	Quantità	μm	Quantità
0÷20	3	0÷1	81
21÷50	26	1÷3	65
51÷100	60	3÷5	17
101÷200	52	5÷10	3
201÷300	22	10 +	2
301÷400	3	% ossidi giovani	48
401÷500	1	% ossidi vecchi	52
501÷700	0	Spessore medio [μm]	1,9
701÷1000	1		
Totale	168	Totale	168

Tabella 4.28 – Con le distribuzioni di lunghezza e di spessore si elencano i film che ricadono all'interno di ogni intervallo; la tabella riporta inoltre le percentuali di ossidi giovani e vecchi, lo spessore medio e il numero totale di film d'ossido nella sezione # 13-150-5 “A”.

D'ora in avanti, per comodità espositiva, i getti destinati alla successiva lavorazione di flow-formatura saranno indicati semplicemente come “cerchi F. F.”. Per i cerchi # 150-1 e # 150-3, come elencato nelle precedenti mappe e tabelle riassuntive, sono state studiate due sezioni; visto che esse hanno fornito dati molto simili in termini di contenuto di film d'ossido (tabelle 4.11 e 4.14 per il cerchio # 150-1; tabelle 4.17 e 4.20 per il # 150-3), si è proseguito esaminando una sola sezione per i rimanenti cerchi con la certezza di poterla considerare rappresentativa della qualità della lega.

Per ogni sezione sono stati mappati i film e bi-film d'ossido presenti. Come per i cerchi monoblocco l'analisi è stata svolta impiegando un microscopio ottico Reichert con obiettivi da 50x, 100x, 200x, 500x. Ogni difetto è stato fotografato; ne è stata misurata la dimensione maggiore e lo spessore, oltre che annotata la posizione. La sezione che ha messo in mostra il maggior numero di ossidi è stata la # 150-2 “A” (figure 4.13 e 4.42, tabella 4.8), appartenente al cerchio colato con il convogliatore di flusso ceramico al primo turno di lavoro, dove sono stati mappati in tutto 219 film. A seguire la sezione # 150-5 “A” del cerchio ottenuto con convogliatore e velocità di riempimento dello stampo raddoppiata ha esibito complessivamente 168 film d'ossido (figura 4.38 e tabella 4.26). Le rimanenti sezioni appartenenti a cerchi colati con il medesimo convogliatore del # 150-2 possiedono un numero di difetti compreso tra 106 (convogliatore dopo 3 giorni di lavoro, # 150-3 sezione “A”) e 155 (convogliatore dopo 1 giorno di lavoro, # 150-1 sezione “B”). La sezione # 150-4 “A”, unica tra quelle analizzate appartenente ad un cerchio F. F. colato con filtro a maglia metallica, ha mostrato il contenuto minore di film d'ossido, in tutto 92 (figura 4.34 e tabella 4.23). Tali valori sono confrontabili tra loro per valutare il grado di pulizia della lega perché come nel caso dei cerchi monoblocco le superfici delle sezioni osservate al microscopio hanno un'estensione molto simile. Per la sezione # 150-2 “A” si ha nell'ipotesi di difetti equispaziati una superficie di 53 mm² attorno ad ogni difetto quando invece per il cerchio # 150-4 “A” ottenuto colando la lega con il filtro a maglia metallica questo parametro aumenta fino a 125 mm².

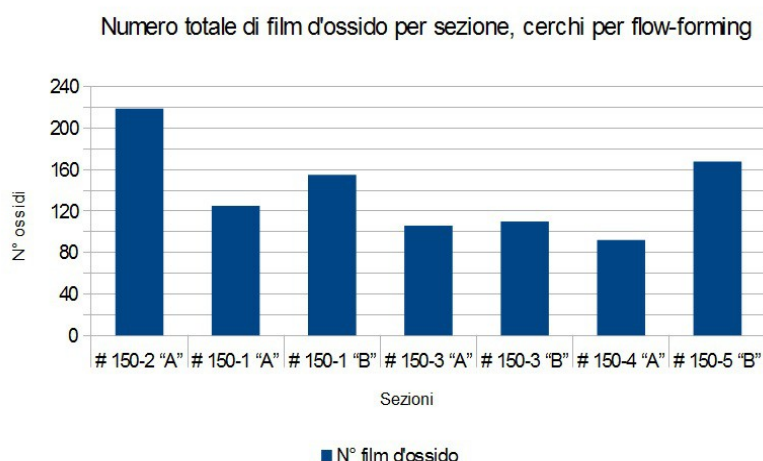


Figura 4.42 - Numero complessivo di ossidi rilevati in ogni sezione di cerchi F. F. .

Dall'analisi dei dati emerge che il numero medio di film d'ossido nelle sezioni dei cerchi fusi con il convogliatore è pari a 147, con un incremento del contenuto difettologico medio del 60% rispetto alla sezione colata con il filtro a maglia metallica.

E' stata valutata la distribuzione delle lunghezze dei singoli film d'ossido (figure 4.43 e 4.44).

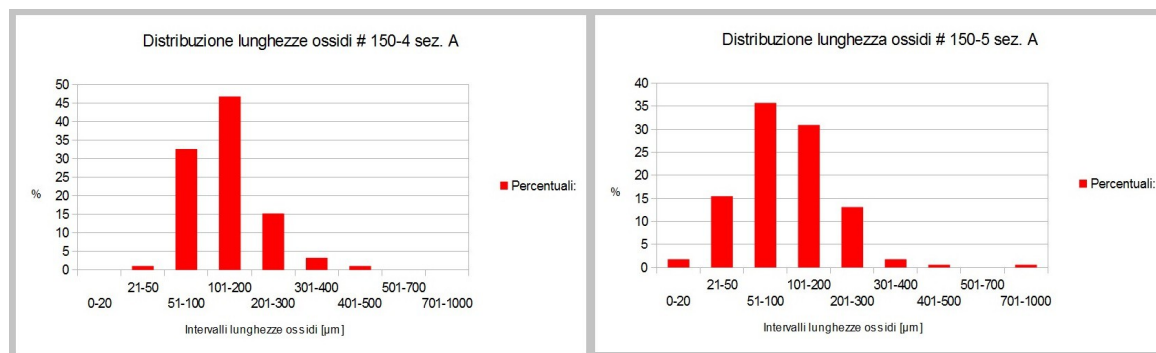


Figura 4.43 - Distribuzione dei film d'ossido per lunghezza nei cerchi F. F. # 150-4 e # 150-5. Si noti l'elevata percentuale (rispetto a quanto riportato dai grafici di figura 4.44, relativi agli altri cerchi F. F.) di film con lunghezza inferiore a 100 µm nella sezione "A" del cerchio # 150-5 colato con velocità doppia.

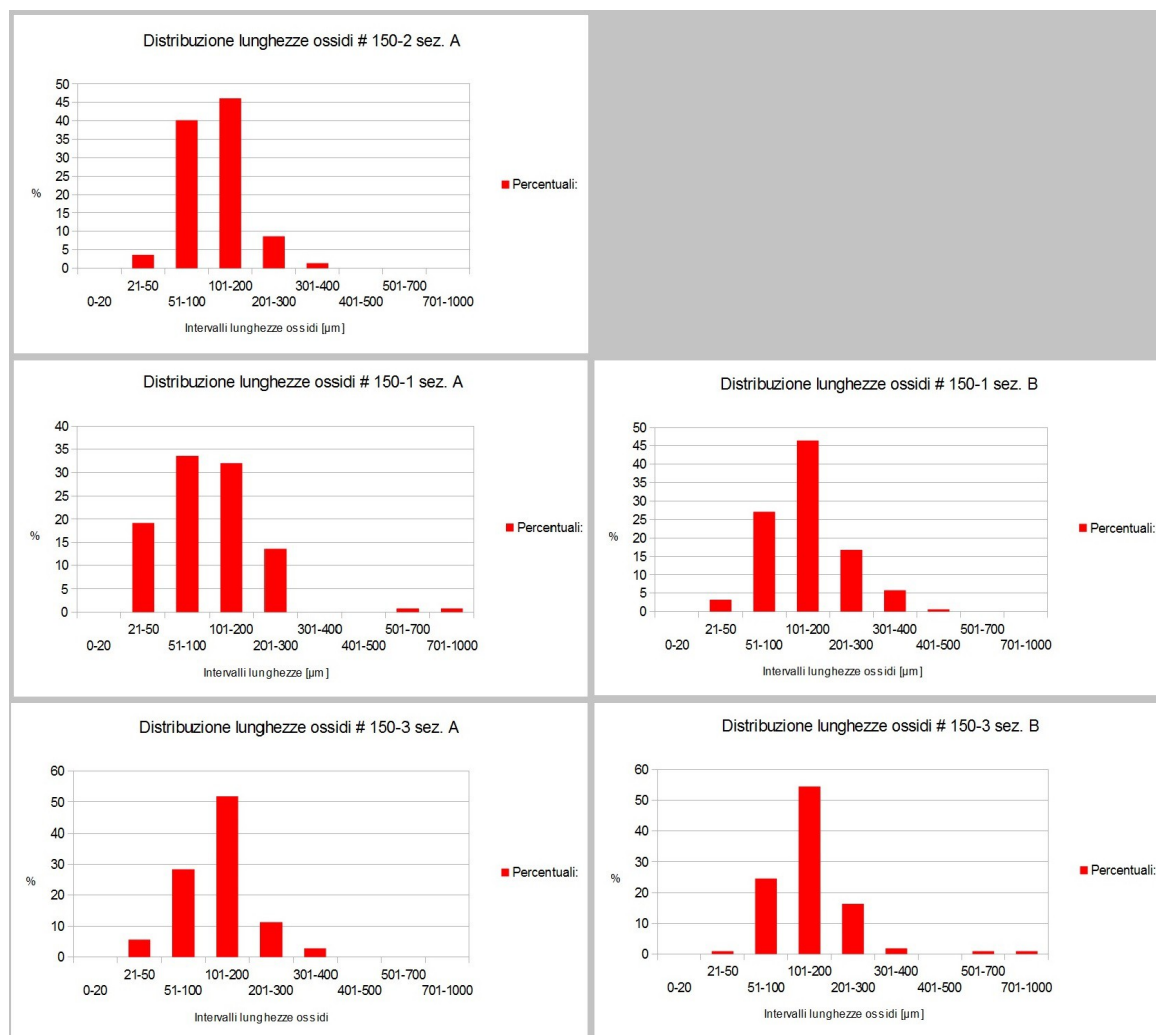


Figura 4.44 - Distribuzione dei film d'ossido per lunghezza nelle sezioni di cerchi F. F. # 150-2, # 150-1, # 150-3.

La lunghezza media dei film si attesta tra 120 μm (# 150-2 “A”) e 156 μm (# 150-3 “B”); quasi tutte le sezioni (tranne le # 150-1 “A” e # 150-5 “A”) hanno una prevalenza di film con lunghezza tra 101 μm e 200 μm . Nello specifico le sezioni # 150-3 “A” e “B” possiedono una percentuale di difetti con tale caratteristica che supera in entrambi i casi il 50%, mentre nelle sezioni # 150-2 “A”, # 150-1 “B” e # 150-4 “A” ossidi con queste lunghezze rappresentano comunque il 45% circa del totale. Nella sezione # 150-5 “A”, colata con velocità doppia, i film d'ossido hanno lunghezza mediamente più corta e ciò richiama quanto era stato rilevato in precedenza nelle sezioni del cerchio monoblocco colato con velocità elevata.

Data la misura pressoché costante per sezione della lunghezza media dei film, la lunghezza totale risulta essere proporzionale al numero di difetti (figura 4.45).

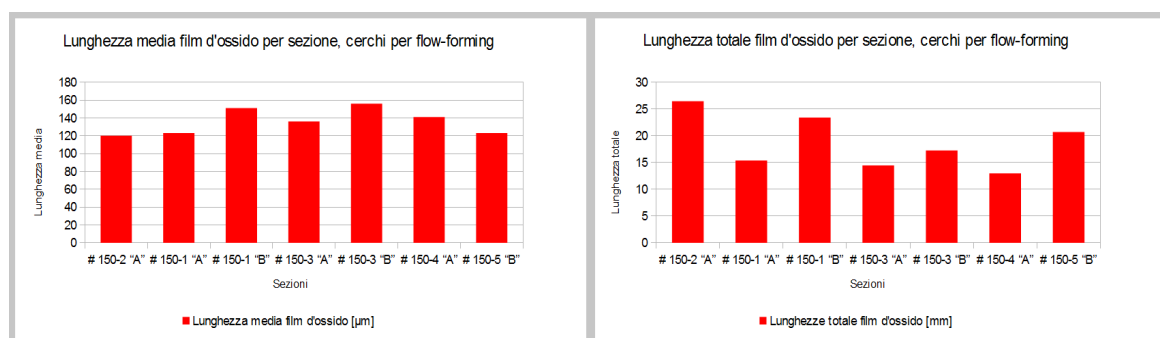


Figura 4.45 – Andamento della lunghezza media dei difetti (a sinistra) e della lunghezza totale (a destra) nelle sezioni dei cerchi F. F.

La sezione con lunghezza totale maggiore è la # 150-2 “A” dove assume il valore di 26,43 mm. Di seguito questo parametro raggiunge i valori più elevati pari a 23,4 mm e 20,7 mm nelle sezioni # 150-1 “B” e # 150-5 “A” mentre la lunghezza minima è ancora una volta propria della sezione # 150-4 “A” appartenente al cerchio F. F. colato con il filtro a maglia metallica. Tuttavia, neppure questa configurazione del sistema di filtraggio della lega riesce a garantire una lunghezza totale pari a quanto rilevato nel cerchio monoblocco # 91-35. E' chiaro in ogni caso il miglioramento in termini di minor quantitativo di film d'ossido rispetto a quanto permesso dal convogliatore.

Nello stesso modo già esposto per i cerchi monoblocco è stato misurato lo spessore di ogni film d'ossido (figure 4.52 e 4.53) per correlare tale caratteristica geometrica al tempo di accrescimento. L'analisi indica come l'intervallo di spessore tra 1 μm e 3 μm (figura 4.47) sia quello all'interno del quale ricade la maggior percentuale di film per alcune sezioni: # 150-2 “A” con il 50% dei difetti, # 150-1 “B” con il 45% degli ossidi, # 150-3 “B” con il 46%. Per le altre sezioni l'intervallo di spessore con la maggior percentuale di film d'ossido è quello fino a 1 μm (figura 4.46). Questo si verifica nel caso della sezione # 150-1 “A” con il 50% dei difetti, per le sezioni # 150-3 “A”, # 150-4 “A” e # 150-5 “A” rispettivamente con il 43%, 57% e 48% dei film. Anche queste ultime sezioni

presentano comunque buone frazioni rispetto al totale di difetti con spessore compreso tra 1 μm e 3 μm . Ad esempio la sezione # 150-3 “A” possiede il 36% dei difetti con spessore all'interno dell'intervallo 1-3 μm .

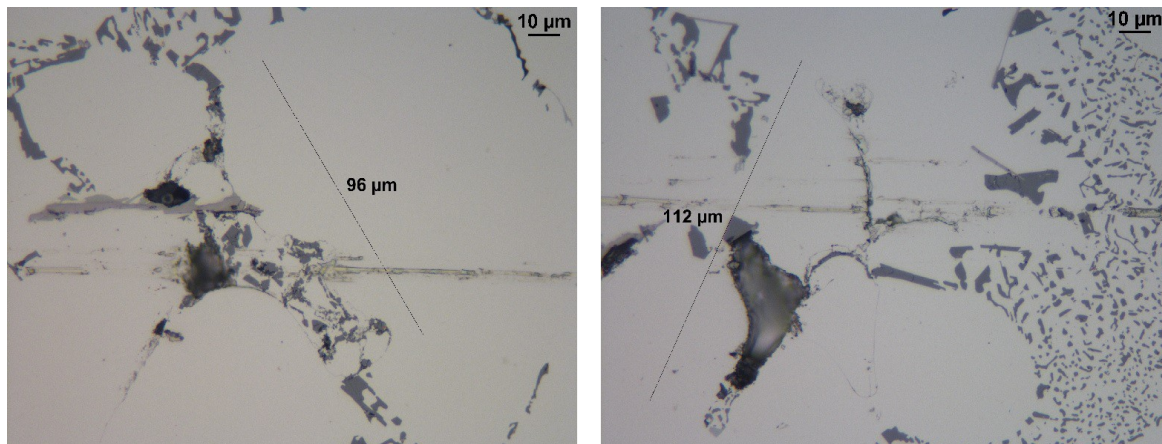


Figura 4.46 - Esempi di film d'ossido “giovani” con spessore pari o inferiore a 1 μm .

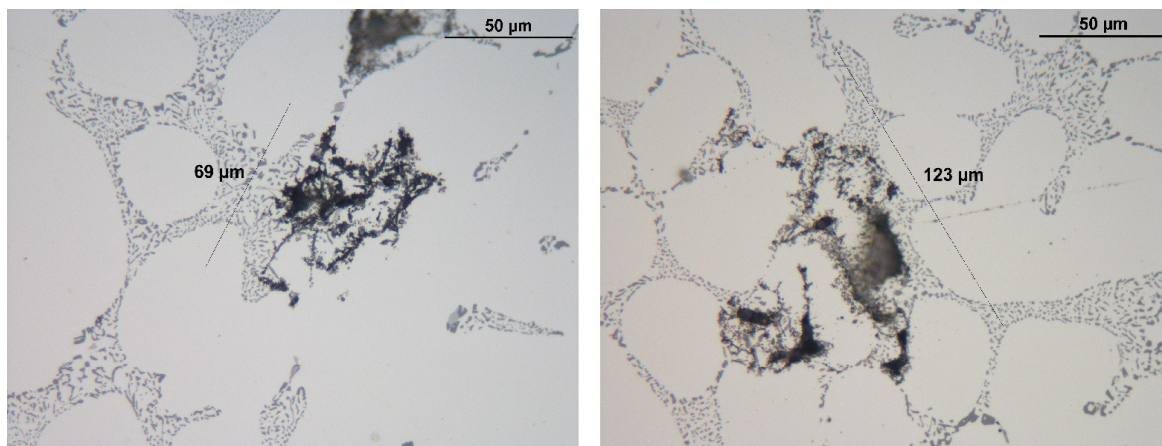


Figura 4.47 - Immagini acquisite al microscopio ottico di film d'ossido con spessore compreso tra 1 μm e 3 μm .

Vi è una percentuale non trascurabile in diverse sezioni di cerchi F. F. colati con convogliatore di flusso ceramico di film d'ossido con spessore maggiore di 3 μm . Come già detto in precedenza, mentre i film con spessore fino a 3 μm si sono formati indicativamente durante la fase iniziale del ciclo di colata (risalita della lega liquida lungo il tubo di alimentazione) o al massimo durante il versamento dalla siviera al forno di mantenimento di bassa pressione, gli ossidi con spessore più elevato hanno iniziato ad accrescersi sulla superficie di separazione tra bagno di lega ed atmosfera in situazioni ancora precedenti. I film e bi-film con spessore fino a 5 μm (figura 4.48) si sono molto probabilmente formati in siviera o durante il versamento della lega dalla stessa poiché hanno avuto a disposizione un tempo di accrescimento di qualche minuto come indicato nella tabella 3.5. Le sezioni dei cerchi F. F. possiedono percentuali variabili tra il 4% (cerchio colato con filtro a maglia metallica) e il 13% (cerchio colato con convogliatore al terzo giorno di impiego) di questa categoria di ossidi; malgrado le frazioni siano limitate si tratta comunque di una decina di film d'ossido

presenti mediamente per ogni sezione, formatisi durante il versamento dalla siviera e aumentati progressivamente in spessore. E' facilmente intuibile come all'interno del getto il loro numero totale sia molto più elevato, visto che le percentuali individuate nell'analisi si ripetono quasi costanti per ogni sezione che dunque ben rappresenta, seppure “in scala”, la qualità complessiva del cerchio.

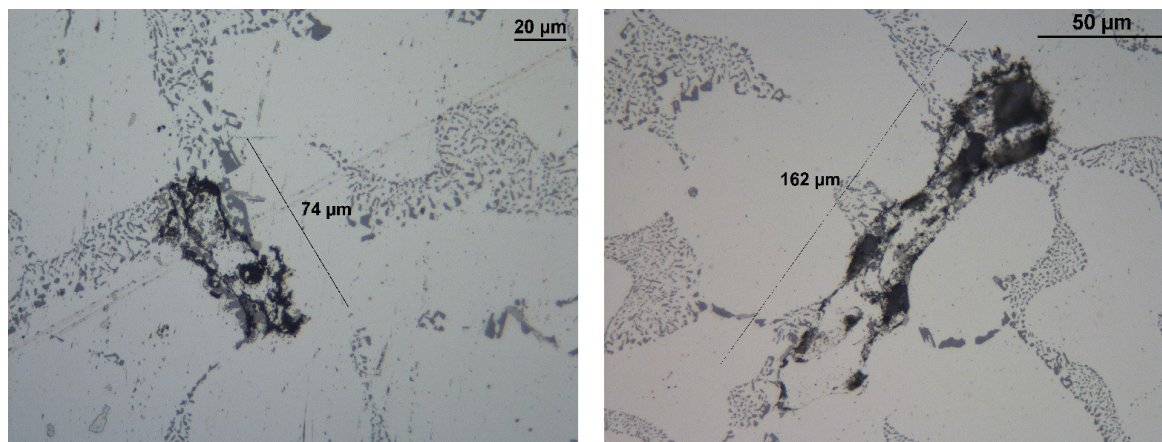


Figura 4.48 - Immagini di film d'ossido con spessore appartenente all'intervallo 3 µm - 5 µm.

Tutte le sezioni dei cerchi F. F. hanno esibito una certa percentuale di film con spessore maggiore di 5 µm. Secondo la classificazione adottata quando lo spessore si mantiene al di sotto di 10 µm (figura 4.49) il tempo di accrescimento complessivo del difetto si attesta sui 5-10 minuti e ancora una volta si può ipotizzare che questi ossidi si siano formati dopo che la siviera contenente la lega d'alluminio ha lasciato il centro fusorio e la stazione per il degasaggio. I grafici riassuntivi dello spessore dei film restituiscono le percentuali di tali difetti per ogni sezione: si tratta di valori compresi tra il 2% e il 4%, corrispondenti al massimo a 6 o 7 film per sezione. Infine le sezioni dei cerchi F. F. possiedono anche una piccola percentuale di film d'ossido con spessore più elevato di 10 µm (figure 4.50 e 4.51), al massimo del 4% in entrambe le sezioni “A” e “B” del cerchio # 150-3. Più spesso le percentuali di questi difetti si posizionano all'1% - 2% o anche meno. Gli ossidi con spessore maggiore di 10 µm hanno avuto a disposizione un tempo di accrescimento complessivo di almeno 5 o 10 minuti, ma molto spesso più elevato.

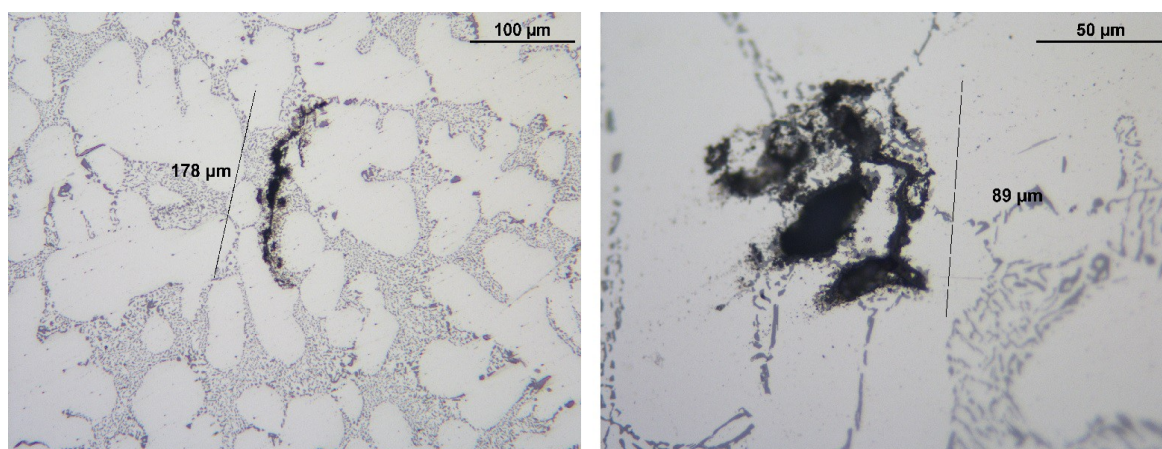


Figura 4.49 - Micrografie ottiche di film d'ossido con spessore compreso tra 5 µm e 10 µm.

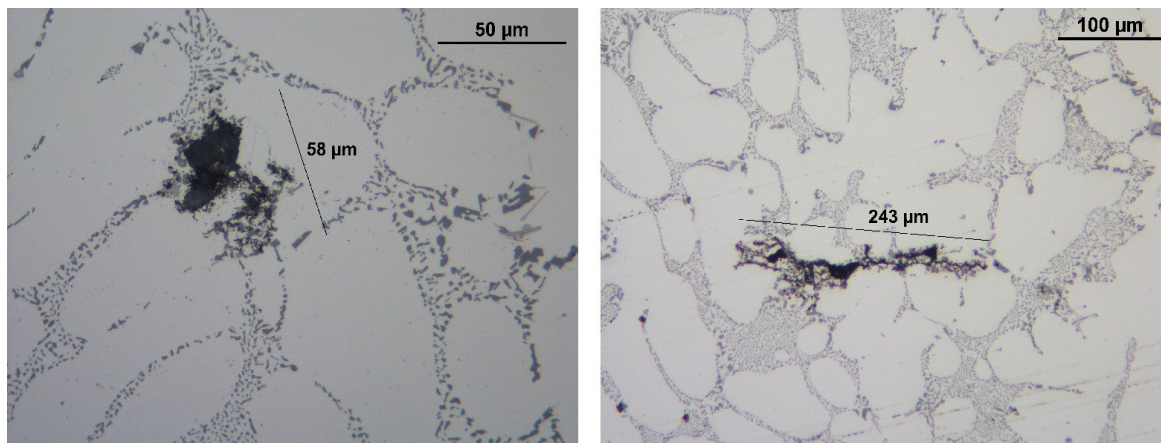


Figura 4.50 - Ossidi con spessore superiore a 10 µm.

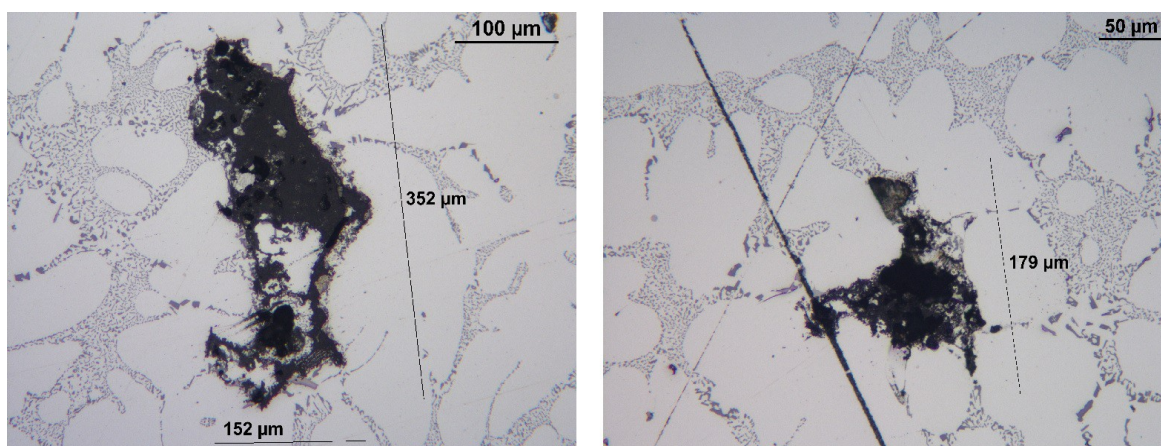


Figura 4.51 - Nelle due immagini, gli ossidi con spessore più elevato riscontrati durante le analisi.

Per le sezioni dei cerchi F. F. lo spessore medio dei film varia tra 1,7 µm e 2,5 µm (figura 4.54); come per i cerchi monoblocco la maggior causa di formazione degli ossidi rimane la turbolenza superficiale durante la movimentazione in siviera, il versamento della lega in forno di mantenimento e il riempimento dello stampo.

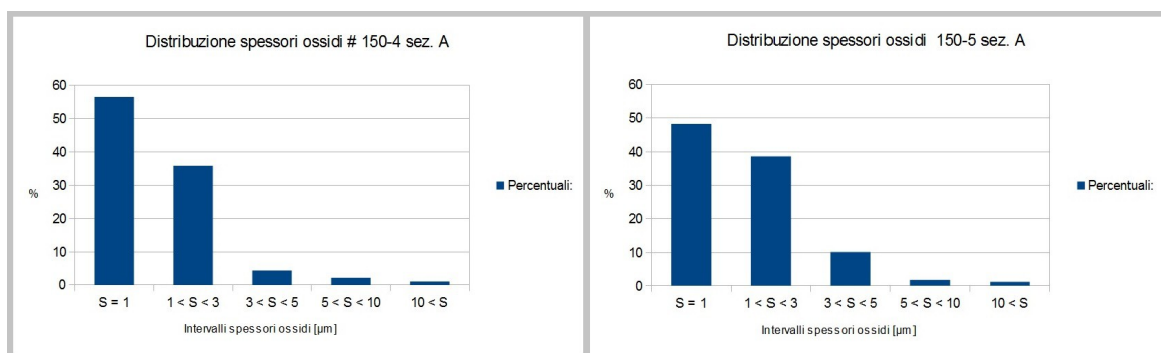


Figura 4.52 - Distribuzione dei film d'ossido per intervalli di spessore nelle sezioni "A" dei cerchi F. F. # 150-4 e # 150-5.

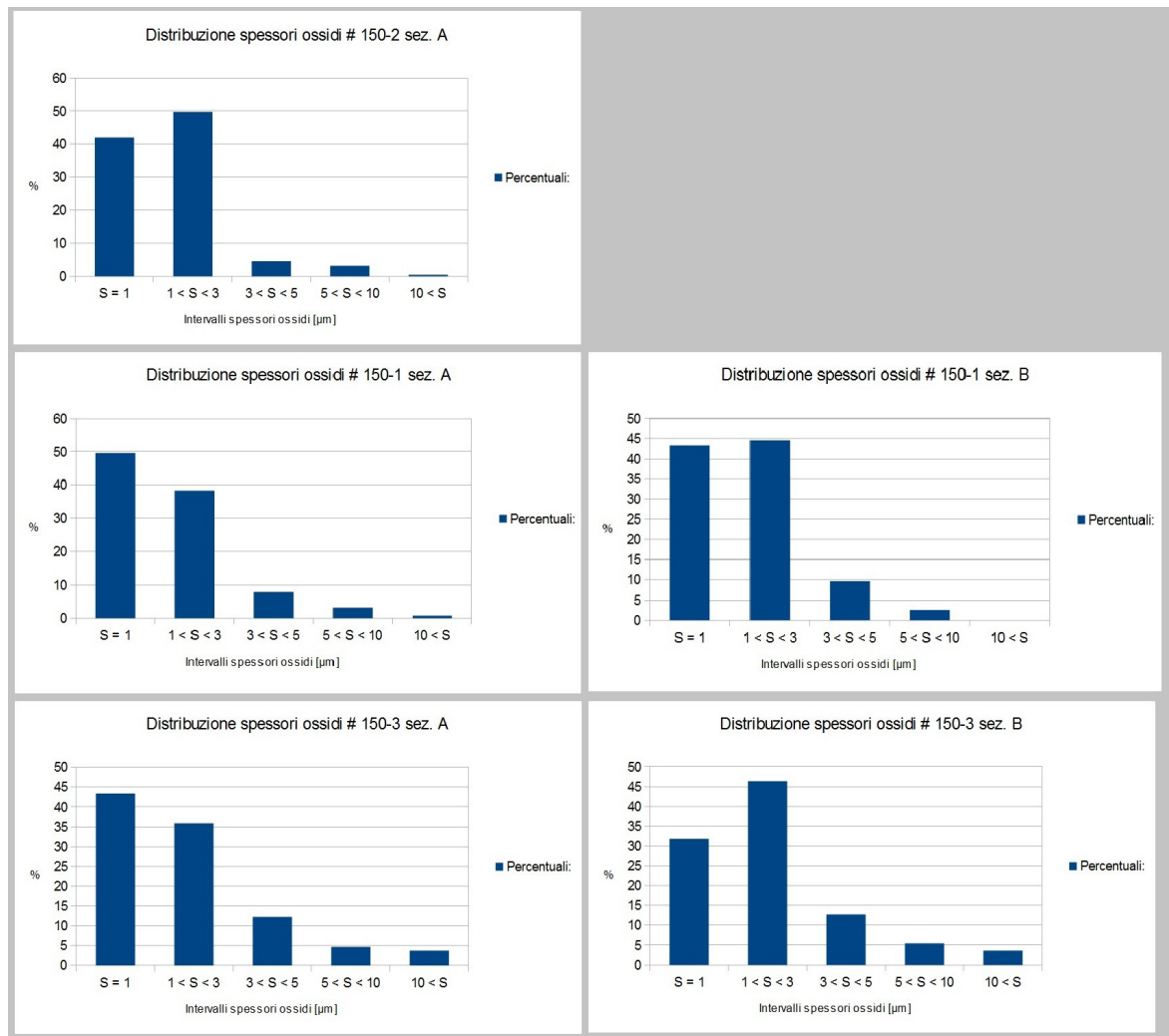


Figura 4.53 - Distribuzione dei film d'ossido per spessore nelle sezioni dei cerchi F. F. # 150-2, # 150-1, e # 150-3.

Spessore medio dei film d'ossido per sezione; cerchi per flow-forming

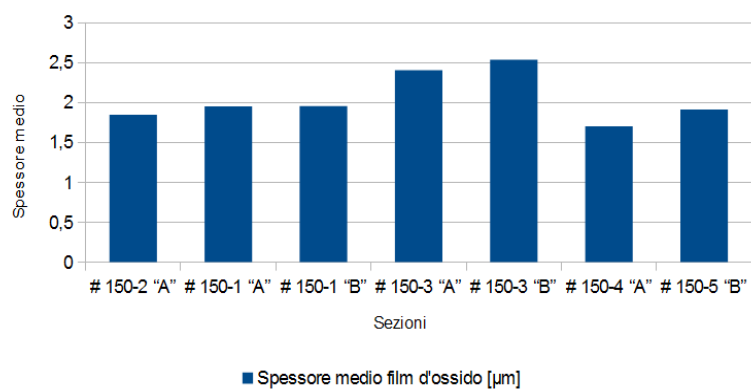


Figura 4.54 – Spessore medio dei film d'ossido nelle sezioni dei cerchi F. F. .

4.6 Confronto tra il contenuto di film e bi-film d'ossido dei cerchi monoblocco e flow-forming

Le analisi sul contenuto di film e bi-film d'ossido hanno fatto emergere il numero costantemente più elevato di difetti nelle sezioni dei cerchi F. F. colati con il convogliatore di flusso ceramico (figure 4.55 e 4.56). Il cerchio monoblocco fuso mediante l'utilizzo del filtro a maglia metallica e con bassa velocità di riempimento dello stampo presenta un contenuto difettologico inferiore di un ordine di grandezza rispetto ai primi; con un numero di film d'ossido intermedio, prossimo a 100 difetti per sezione, si collocano il getto monoblocco ottenuto con filtro a maglia metallica ed alta velocità di riempimento, e il getto F. F. colato con filtro a maglia e normale velocità di produzione.

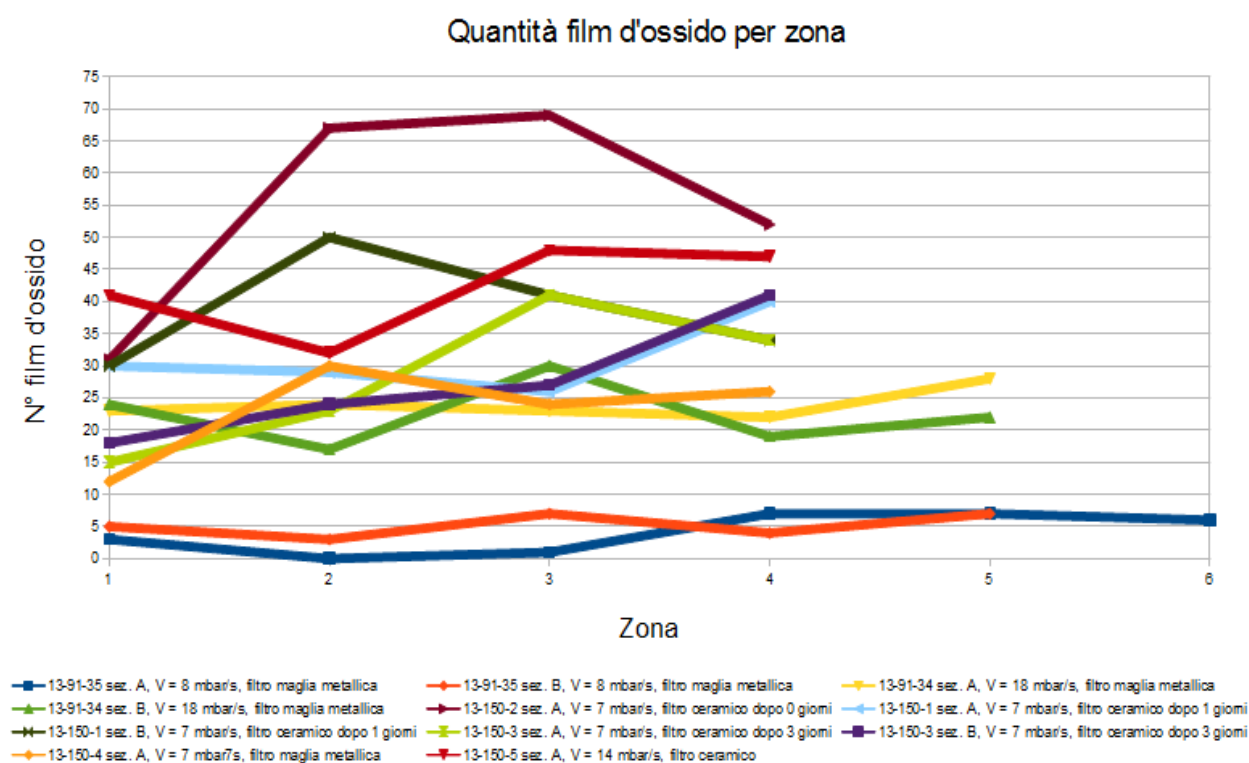


Figura 4.55 – Numero di ossidi per zona nelle sezioni monoblocco e F. F. analizzate.

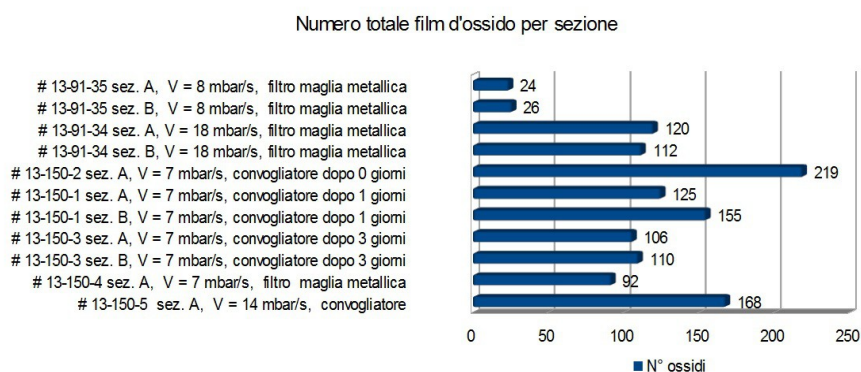


Figura 4.56 - Grafico riassuntivo con il numero di film d'ossido per ogni sezione, monoblocco e F. F., analizzata.

Per il codice monoblocco colato con velocità di riempimento dello stampo più che raddoppiata (18

mbar/s anziché 8 mbar/s) il numero di film inglobati all'interno del getto e visibili sulle superfici lucidate si attesta a circa 120 in entrambi i casi: neppure impiegando una velocità di riempimento della cavità stampo così elevata si sono raggiunti i livelli difettologici dei cerchi F. F. colati con convogliatore al primo turno e dopo un giorno di lavoro, né tanto meno quello della sezione # 150-5 “A” (cerchio fuso con convogliatore e velocità doppia); si è eguagliato il numero di ossidi delle sezioni # 150-3 “A” e “B”, del cerchio prodotto con convogliatore al terzo giorno di lavoro e velocità di riempimento “standard” di 7 mbar/s.

Il raffronto tra le lunghezze medie dei film d'ossido ha confermato valori, sia per i getti monoblocco sia per quelli destinati a flow-formatura, estremamente simili (figura 4.57). La lunghezza media dei difetti è apparsa lievemente più elevata nelle sezioni dei cerchi colati con il convogliatore di flusso e bassa velocità di riempimento: mediando i valori di tutte le superfici con queste caratteristiche si ottiene una lunghezza pari a 135 μm . I valori di lunghezza media minimi sono invece propri dei cerchi fusi con elevata velocità di riempimento, sia monoblocco che F. F. (valore mediato pari a 118 μm). La distribuzione dei film negli intervalli di lunghezza ha confermato il leggero incremento per i cerchi F. F. colati con il convogliatore di flusso, poichè si hanno elevate percentuali di film con spessore superiore a 100 μm . Da notare come nella sezione # 150-5 “A” colata con velocità doppia i film d'ossido abbiano invece lunghezza mediamente più corta, così come era stato rilevato in entrambe le sezioni del cerchio monoblocco # 91-34 fuso con velocità di riempimento elevata. In questo caso i film con lunghezza compresa tra 51 μm e 100 μm sono i più comuni (36% del totale, rispettivamente 25% e 34% nelle sezioni “A” e “B” del getto monoblocco) mentre la lunghezza media, pari a 123 μm , è ugualmente simile (lo stesso parametro oscillava tra 106 μm e 126 μm nelle sezioni “A” e “B” del cerchio # 91-34).

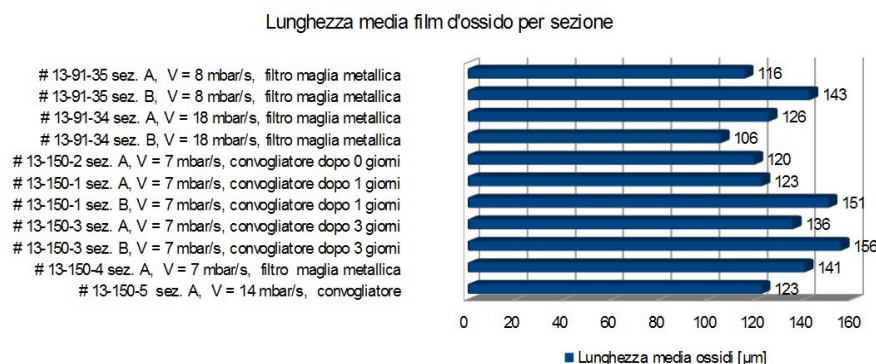


Figura 4.57 - Lunghezza media dei film per sezione. Si può notare come i valori minimi siano stati ottenuti nei cerchi colati con velocità di riempimento dello stampo elevata.

I cerchi F. F. colati con convogliatore di flusso possiedono generalmente una percentuale di film d'ossido con lunghezza superiore a 300 μm simile a quelle fatte registrare dalle sezioni dei cerchi

monoblocco colati con filtro a maglia metallica. Mentre nelle sezioni monoblocco la percentuale media di film con lunghezza maggiore di 300 μm vale complessivamente il 5,5%, nelle sezioni dei cerchi F. F. colati con convogliatore tale percentuale media si attesta al 3%. All'interno di questa minoranza di difetti ricadono però film con lunghezza molto elevata, ad esempio pari a 549 μm (zona n° 4 della sezione # 150-1 “B”), 798 μm (zona n° 1 della sezione # 150-3 “B”), 691 μm (zona n° 4 della sezione # 150-1 “B”); ossidi con questa lunghezza particolarmente elevata non sono stati riscontrati in nessun caso nei cerchi colati con filtro a maglia metallica.

Si può sintetizzare quanto esposto sin qui nel seguente modo: mentre i cerchi F. F. presentano, nelle sezioni esaminate, un numero di film e bi-film d'ossido più elevato di un ordine di grandezza rispetto al cerchio monoblocco colato con la normale velocità di riempimento stampo impiegata in produzione, il contenuto di difetti è simile rispetto al cerchio monoblocco colato con velocità doppia. Inoltre il cerchio F. F. con minore contenuto di ossidi nelle sezioni prese in esame è risultato essere il # 150-4 prodotto mediante il filtraggio della lega con il filtro a maglia metallica. E' evidente il ruolo svolto dalla geometria del getto nella determinazione del contenuto di film d'ossido. Il cerchio monoblocco presenta in generale un numero minore di difetti, e tale quantità tende ad avvicinare il contenuto dei cerchi F. F. solo tramite l'incremento della velocità di colata, la quale provoca un moto della lega in cavità superficialmente “disordinato” e a tratti turbolento inducendo l'intrappolamento di porzioni di film. Sembra corretto affermare che il disegno regolare delle razze del getto monoblocco, le quali si uniscono al canale realizzando un'ampia curva, possono aver contribuito al pari dei parametri di colata e della qualità della lega nel garantire un basso numero di ossidi. La lunghezza media per zona e la distribuzione dei film all'interno degli intervalli di lunghezza proposti non ha evidenziato differenze particolari; anzi, tali parametri per i cerchi F. F. assumono valori molto simili a quanto rilevato sui cerchi monoblocco e non sembrano essere influenzati dallo stile del getto (lunghezza media dei difetti prossima ai 150 μm e intervallo di lunghezza con percentuale maggiore di ossidi 101-200 μm). Alcuni film nei cerchi colati con convogliatore hanno raggiunto lunghezze anche maggiori di 600 μm (figura 4.58), ma la loro percentuale complessiva è minore dell'1%.

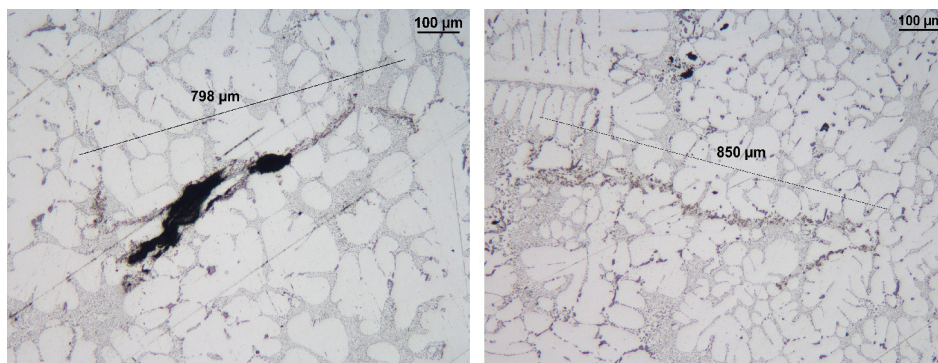


Figura 4.58 - Esempi di alcuni tra i film d'ossido più estesi individuati nelle sezioni di cerchi F. F. .

Riguardo la lunghezza totale dei difetti ottenuta sommando la dimensione principale dei film (figura 4.59), la sezione con lunghezza totale maggiore è risultata essere la # 150-2 “A” dove il valore si attesta a 26,43 mm. Di seguito questo parametro raggiunge i valori più elevati pari a 23,4 mm e 20,7 mm nelle sezioni # 150-1 “B” e # 150-5 “A” mentre la lunghezza minima per un cerchio F. F. è ancora una volta propria della sezione # 150-4 “A” appartenente al getto colato con il filtro a maglia metallica (12,96 mm; in questo caso la lunghezza totale è molto simile a quelle riscontrate sulle sezioni # 91-34 del getto monoblocco fuso con velocità doppia). Tuttavia, neppure questa configurazione del sistema di filtraggio della lega riesce a garantire una lunghezza totale pari a quanto rilevato sul cerchio # 91-35. E' chiaro in ogni caso il miglioramento in termini di minor quantitativo di film d'ossido rispetto a quanto permesso dal convogliatore sullo stesso modello di cerchio.

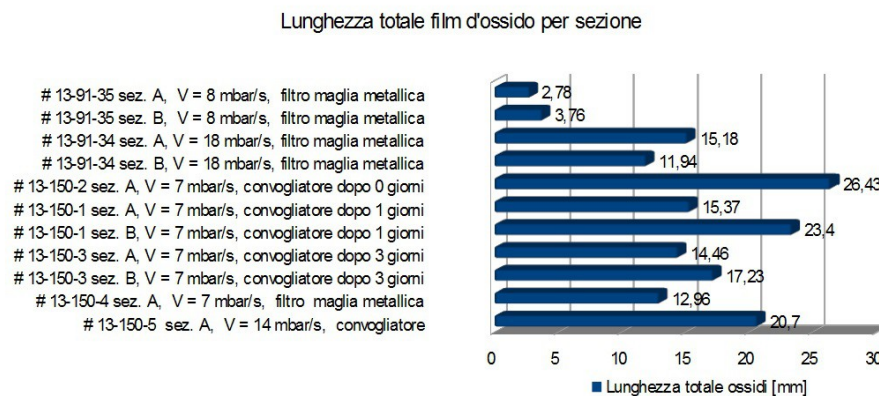


Figura 4.59 - Lunghezza totale per sezione, ottenuta sommando la lunghezza di tutti i film rilevati. Confronto tra cerchi monoblocco e F. F. .

La distribuzione dei film d'ossido per spessore riportata nei paragrafi precedenti ha mostrato una tendenza dei cerchi colati con il convogliatore di flusso a presentare un maggior numero di ossidi “vecchi”, formati soprattutto durante la movimentazione in siviera e il versamento della lega (figura 4.62). Tali getti possiedono una netta maggioranza di film con spessore compreso tra 1 μm e 3 μm (figura 4.61), mentre i cerchi colati con filtro a maglia presentano per la maggior parte film con spessore massimo di 1 μm (figura 4.60); questi difetti più sottili sono rimasti inglobati nel metallo liquido immediatamente dopo la formazione, avvenuta entro lo stampo. E' evidente la migliore capacità del filtro a maglia metallica di impedire l'ingresso in cavità dei difetti in lega.

Quantità film d'ossido giovani per zona

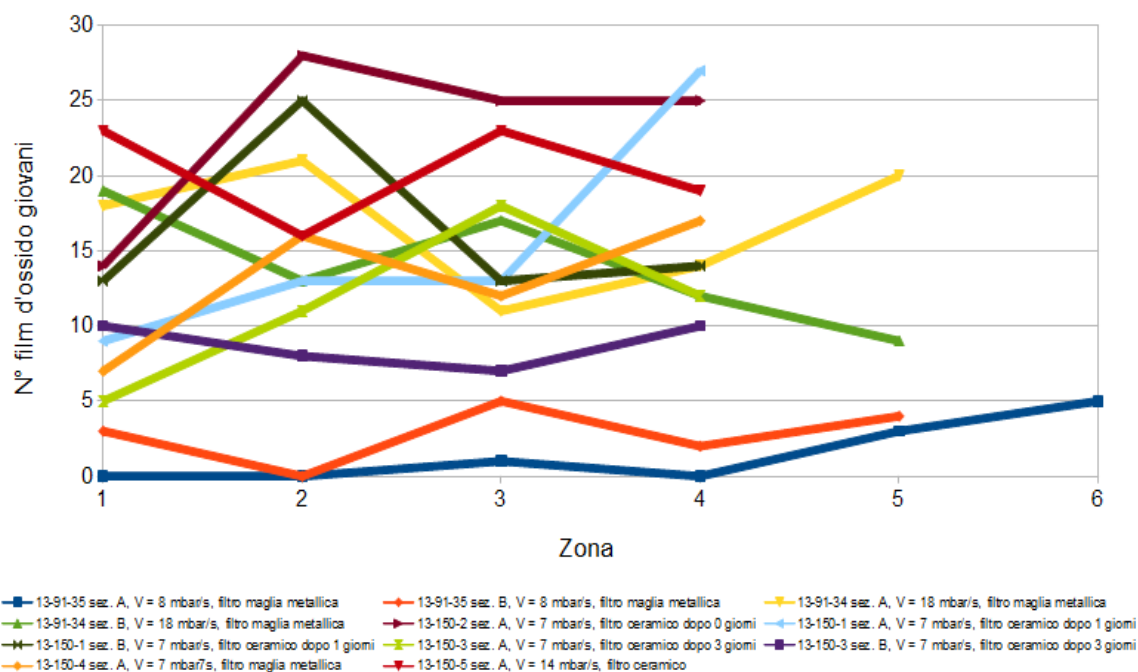


Figura 4.60 – Quantità di film d'ossido giovani (spessore pari o minore a $1\ \mu\text{m}$, crescita e intrappolamento all'interno della lega liquida avvenuti entrambi in cavità stampo) per ogni zona di ogni sezione sottoposta ad esame.

Quantità film d'ossido vecchi per zona

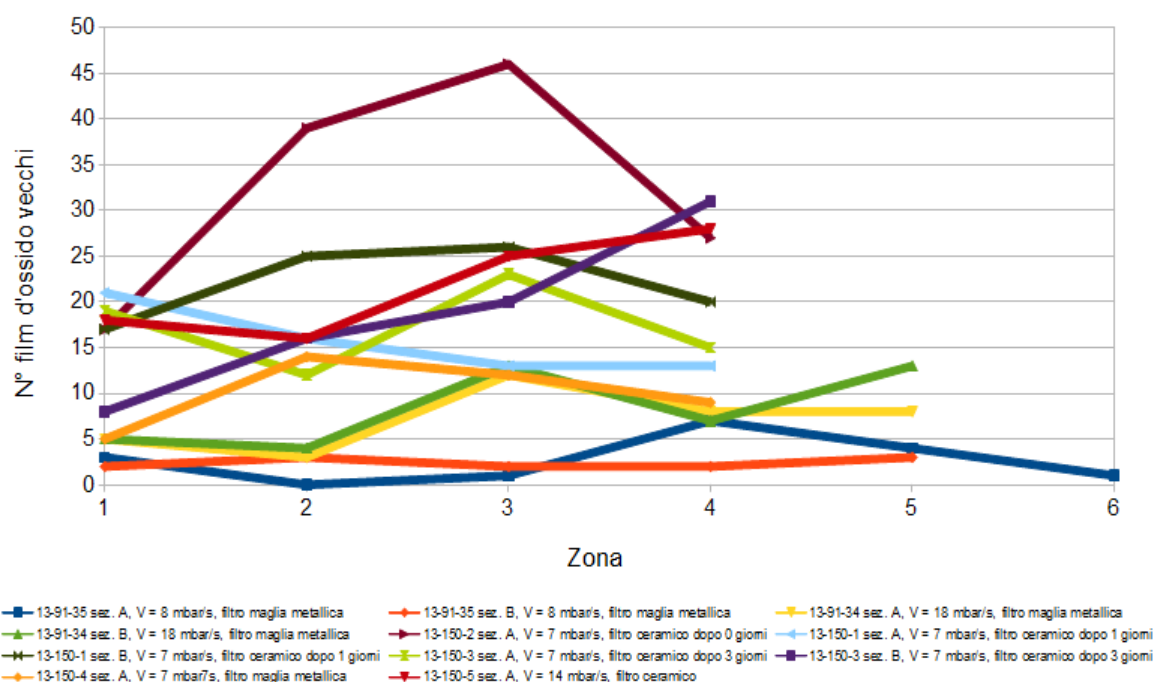


Figura 4.61 – Quantità di film d'ossido vecchi (spessore maggiore di $1\ \mu\text{m}$) per ogni zona di ogni sezione analizzata.

Percentuali film d'ossido giovani/vecchi per sezione

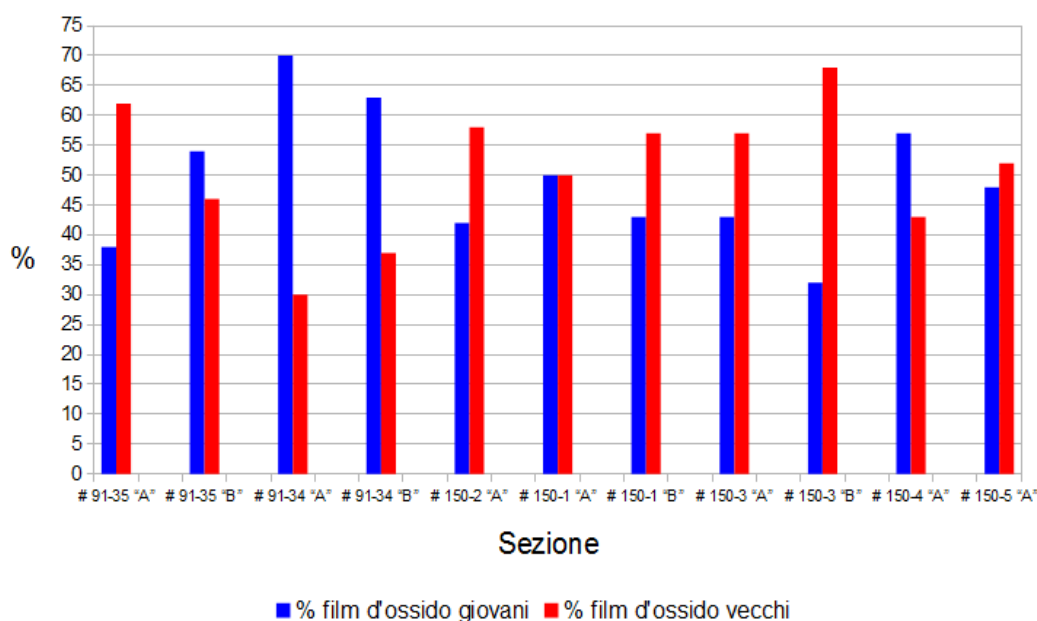


Figura 4.62 – Percentuali di film d'ossido giovani e vecchi per ogni sezione.

Spessore medio film d'ossido per sezione

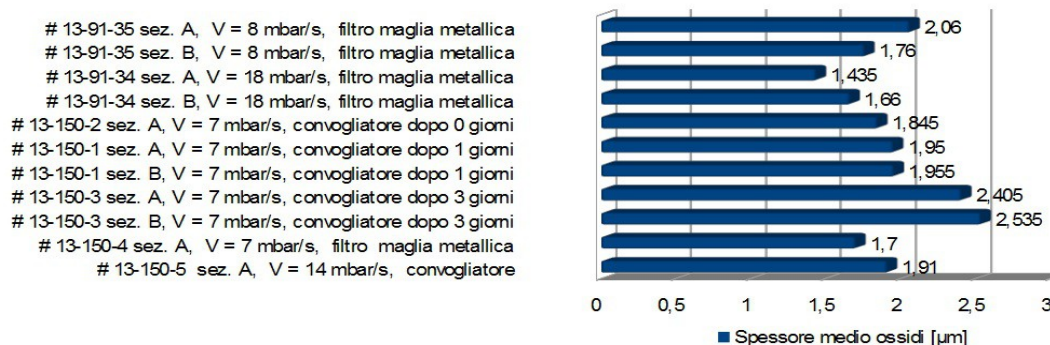


Figura 4.63 – Spessore medio dei film d'ossido per ogni sezione dei cerchi monoblocco e F. F. .

Secondo la classificazione proposta a partire dagli studi di Campbell, i film con spessore fino a 10 μm si sono formati circa 10 minuti prima della colata e il momento della loro formazione può essere fatto risalire con buona approssimazione alle azioni di spostamento e versamento in fonderia. Nella tabella 4.29 sono riportati, uno ad uno, tutti i film con spessore superiore a 10 μm individuati al microscopio ottico sia sulle sezioni monoblocco sia sulle sezioni F. F. . Oltre alla sezione e zona d'appartenenza è riportato un breve commento sull'operazione che può aver più probabilmente portato alla loro formazione.

Elenco dei film d'ossido con spessore superiore a 10 μm .

Posizione del difetto	Lunghezza μm	Spessore μm	Causa – operazione di probabile formazione
# 13-91-34, sez. “B”, zona n° 4, ossido n° 9	217	13	Versamento in forno B. P. - movimentazione siviera
# 13-150-2, sez. “A”, zona n° 2, ossido n° 47	226	15	Versamento in forno B. P. - movimentazione siviera
# 13-150-1, sez. “A”, zona n° 4, ossido n° 22	168	15	Versamento in forno B. P. - movimentazione siviera
# 13-150-3, sez. “A”, zona n° 1, ossido n° 4	182	11	Versamento in forno B. P. - movimentazione siviera
# 13-150-3, sez. “A”, zona n° 1, ossido n° 14	147	12	Versamento in forno B. P. - movimentazione siviera
# 13-150-3, sez. “A”, zona n° 3, ossido n° 14	352	90	Centro fusorio – movimentazione siviera
# 13-150-3, sez. “A”, zona n° 4, ossido n° 4	58	16	Versamento in forno B. P. - movimentazione siviera
# 13-150-3, sez. “B”, zona n° 4, ossido n° 1	163	13	Versamento in forno B. P. - movimentazione siviera
# 13-150-3, sez. “B”, zona n° 4, ossido n° 27	129	11	Versamento in forno B. P. - movimentazione siviera
# 13-150-3, sez. “B”, zona n° 4, ossido n° 30	243	13	Versamento in forno B. P. - movimentazione siviera
# 13-150-3, sez. “B”, zona n° 4, ossido n° 38	85	13	Versamento in forno B. P. - movimentazione siviera
# 13-150-4, sez. “A”, zona n° 2, ossido n° 11	224	13	Versamento in forno B. P. - movimentazione siviera
# 13-150-5, sez. “A”, zona n° 1, ossido n° 18	179	60	Centro fusorio – movimentazione siviera
# 13-150-5, sez. “A”, zona n° 4, ossido n° 11	201	16	Versamento in forno B. P. - movimentazione siviera

Tabella 4.29 - Elenco completo degli ossidi con spessore maggiore di 10 μm . Si può notare come la quasi totalità di questi difetti sia stata rilevata sulle sezioni dei cerchi colati con il convogliatore di flusso.

Tra gli ossidi della tabella risaltano due difetti con spessore pari a circa 60 μm e 90 μm (figura 4.51). In questi casi il tempo di accrescimento può essere stimato in circa un'ora; ne consegue che questi film hanno iniziato il loro periodo di accrescimento in centro fusorio. Nelle sezioni complessivamente analizzate, sia monoblocco che F. F., difetti di questo tipo sono risultati rari ma si può stimare come negli interi cerchi, soprattutto se colati con convogliatore di flusso, ve ne siano altri. E' importante fare una precisazione riguardo la modalità di accrescimento dei film d'ossido. L'accrescimento avviene tramite il contatto tra la lega d'alluminio liquida e l'ossigeno e per questo motivo può continuare solo finché il film si trova sulla superficie libera del bagno di lega. Potrebbe accadere che un ossido, dopo essersi accresciuto, rimanga intrappolato all'interno della lega liquida in un momento molto precedente alla colata del getto. In questo caso le successive analisi potrebbero evidenziare un film dallo spessore limitato (l'accrescimento all'interno della lega fusa è impedito dalla mancanza di ossigeno) ma formatosi in un momento precedente rispetto a quanto sia possibile stabilire tramite la correlazione spessore – tempo effettivo di accrescimento pre-colata. Questa eventualità è certamente possibile anche nel caso industriale in questione, ma è da limitare ad una bassa frazione di difetti poiché il degasaggio garantisce come visto in precedenza un'eccellente qualità della lega prima del suo ingresso e movimentazione in fonderia. Si può affermare con certezza che gli ossidi con spessore pari o inferiore a 1 μm si sono formati in fase di riempimento della cavità stampo. I film d'ossido con spessore molto elevato (parecchie decine di μm) si sono sicuramente formati durante la fusione dei lingotti e dell'alluminio secondario in centro fusorio. Per tutti gli altri difetti di spessore intermedio è stata proposta una datazione realistica basata su quanto presente in letteratura. Vi è comunque la possibilità che qualche film il cui spessore ricade nell'intervallo 2 μm - 10 μm si sia formato anch'esso durante la movimentazione della lega in centro fusorio o durante le operazioni di carica dei forni, rimanendo fin da subito intrappolato all'interno della lega liquida e riuscendo a sfuggire alla “barriera” costituita dal degasaggio fino all'ingresso nello stampo. La classificazione dei film d'ossido resta in definitiva valida perché la quantità di difetti che può aver seguito questo percorso è estremamente limitata.

La mappatura dei film d'ossido non ha evidenziato zone con quantità molto elevate o molto ridotte di difetti, ma piuttosto una distribuzione uniforme degli stessi. In alcuni casi gli ossidi in zona razza e canale hanno mostrato una disposizione preferenziale in prossimità dei bordi del getto (figure 4.64 e 4.65), in modo simile a quanto già osservato nelle sezioni dei cerchi # 91-34 e # 91-35. Si può ipotizzare che questo fenomeno sia dovuto alla progressiva rottura e allontanamento dal fronte di

avanzamento liquido del film protettivo superficiale, il quale continua a rigenerarsi entrando in contatto con l'aria e l'umidità presenti all'interno dello stampo.

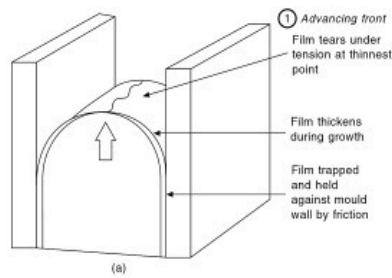


Figura 4.64 – Schema di deposizione del film d'ossido sulle pareti della cavità stampo (tratto da “Castings” di J. Campbell).

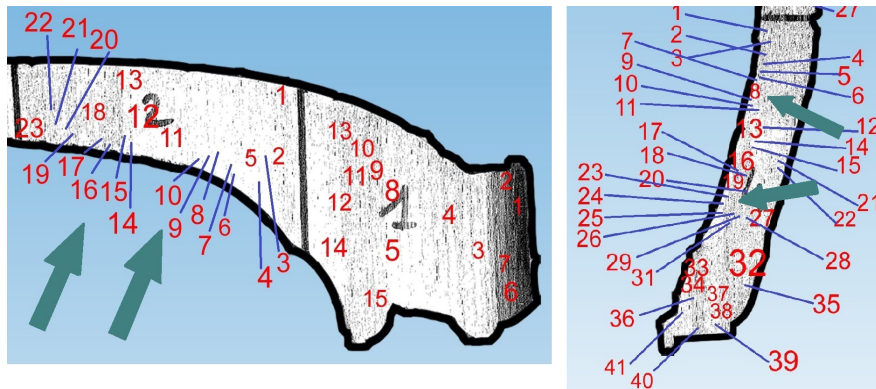


Figura 4.65 – Dettagli delle mappature dei film d'ossido che evidenziano la disposizione nelle immediate vicinanze dei bordi. A sinistra, zona razza della sezione # 150-3 “A”; a destra, canale della sezione # 150-3 “B”.

In alcuni casi si è notata la presenza di un elevato quantitativo di film in pochi cm² di superficie in corrispondenza di variazioni di sezione dovute a “tasche” per l'apposizione di codici e marchi in zona razza. Allo stesso modo, in prossimità del bordo esterno dove la lega deve variare la sua direzione d'avanzamento per riempire il canale il probabile insorgere di moto “disordinato” ha portato ad inglobare elevate porzioni del film d'ossido (figura 4.66).

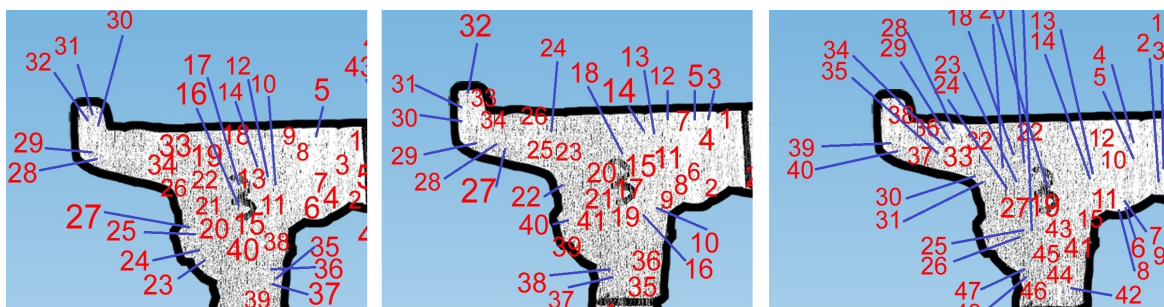


Figura 4.66 – Dettaglio delle sezioni in zona bordo esterno (da sinistra, # 150-1 “B”, # 150-3 “A”, # 150-5 “A”).

La dinamica di riempimento dello stampo, dipendente oltre che dalla geometria della cavità anche da tutti i parametri di colata e dalla temperatura della lega e dello stampo, non permette tuttavia di

fare un paragone con il cerchio monoblocco al fine di individuare ulteriori aspetti simili nelle mappature. L'unica caratteristica chiaramente distinguibile tra il cerchio monoblocco e il cerchio F. F. è l'aumentare della difettosità nel secondo, soprattutto quando si effettua la colata impiegando il convogliatore di flusso anziché il filtro a maglia metallica e quando si innalza la velocità di riempimento dello stampo. Le sezioni analizzate non possono dare indicazioni chiare sull'eventuale maggiore difettosità in cerchi colati appena dopo il travaso da siviera ed eventualmente dovuta alla turbolenza superficiale con conseguente introduzione in lega di un quantitativo elevato di film d'ossido. Il cerchio # 150-2 infatti pur essendo stato colato per undicesimo dopo l'ultimo travaso ha evidenziato di gran lunga il maggior numero di ossidi, mentre il cerchio # 150-3 colato per secondo dopo l'ultimo travaso presenta una difettosità dimezzata nelle sezioni studiate.

All'aumentare del numero di film per sezione, si è rilevato un aumento proporzionale delle porosità e cavità connesse in modo simile a quanto già visto sui cerchi monoblocco (figura 4.67).

Elenco film d'ossido collegati a porosità e cavità per sezione	
Sezione	N° film d'ossido / Percentuale complessiva
# 13-91-35 sez. "A"	4 / 16,5%
# 13-91-35 sez. "B"	12 / 46%
# 13-91-34 sez. "A"	71 / 59%
# 13-91-34 sez. "B"	53 / 47%
# 13-150-2 sez. "A"	201 / 92%
# 13-150-1 sez. "A"	65 / 52%
# 13-150-1 sez. "B"	98 / 63%
# 13-150-3 sez. "A"	74 / 70%
# 13-150-3 sez. "B"	86 / 85%
# 13-150-4 sez. "A"	67 / 73%
# 13-150-5 sez. "A"	97 / 58%

Tabella 4.30 – Film d'ossido congiunti a vuoti per sezione.

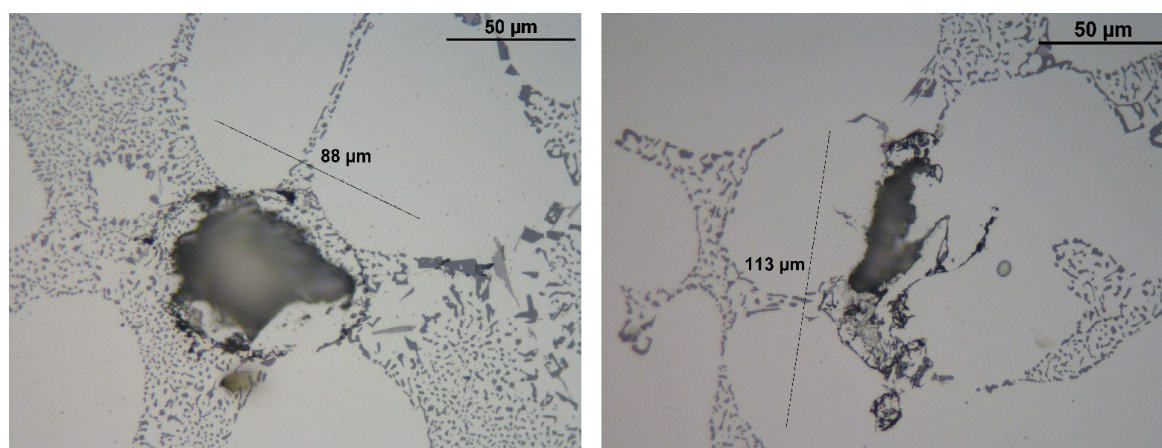


Figura 4.67 – Esempi di film d'ossido collegati a porosità e cavità.

4.6 Prove di trazione su cerchi flow-forming

Sono state eseguite 12 prove di trazione per ogni cerchio, con le provette ricavate dalle razze e dai bordi interno ed esterno (figura 4.68). Come per i cerchi monoblocco, sul bordo esterno i campioni sono stati prelevati sia nei punti di giunzione tra razze e canale, sia dalle finestre di ventilazione. Sul bordo interno le provette sono numerate e allineate come quelle del bordo esterno.

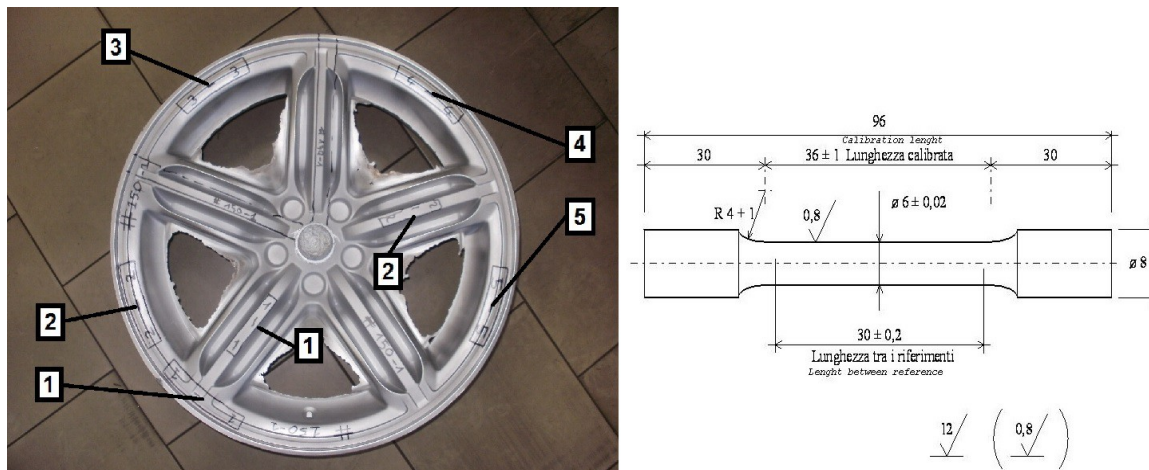


Figura 4.68 – Zone di prelievo delle provette sulle razze e bordo esterno del cerchio # 13-150-1. A destra, disegno tecnico della provetta.

Le provette impiegate hanno le stesse dimensioni già viste per le prove di trazione relative ai cerchi monoblocco. La prova è ugualmente eseguita secondo la norma EN ISO 6892-1 metodo “B”.

Legende	Zona di prelievo	N°	d ₀ mm	S ₀ mm ²	L ₀ ST mm	E MPa	R _{p0.2} MPa	R _m MPa	A %	A ₅ %
	Bordo esterno	1	5,99	28,18	30	48700	94	195	15,84	15,84
		2	5,98	28,09	30	43300	92	185	8,86	8,86
		3	5,98	28,09	30	40300	91	179	7,48	7,48
		4	5,97	27,99	30	42000	91	186	10,93	10,93
		5	5,98	28,09	30	53000	93	172	5,53	5,53
	Bordo interno	1	5,97	27,99	30	41300	93	186	8,74	8,75
		2	5,97	27,99	30	53300	95	181	7,25	7,25
		3	5,98	28,09	30	39800	91	184	9,14	9,15
		4	5,96	27,90	30	51600	92	183	8,49	8,49
		5	5,97	27,99	30	48800	93	186	10,14	10,15
	Razze	1	5,97	27,99	30	45100	95	171	5,85	5,85
		2	5,96	27,90	30	41900	95	168	5,65	5,65

Tabella 4.31 – Dati di resistenza a trazione per il cerchio # 13-150-2.

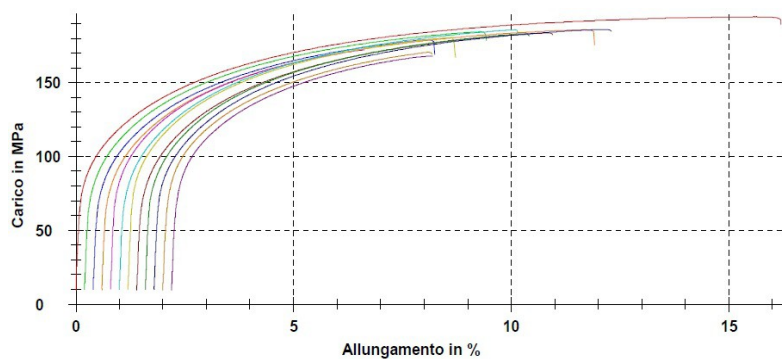


Figura 4.69 – Grafico tensione-deformazione per i provini del cerchio # 13-150-2.

Legende	Zona di prelievo	N°	d ₀ mm	S ₀ mm ²	L0 ST mm	E MPa	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A %	A ₅ %
	Bordo esterno	1	5,99	28,18	30	34500	94	186	11,77	11,77
		2	5,99	28,18	30	30200	92	173	6,92	6,92
		3	5,99	28,18	30	29500	90	182	10,25	10,25
		4	5,99	28,18	30	29400	92	184	11,45	11,45
		5	5,99	28,18	30	37500	92	162	4,30	4,30
	Bordo interno	1	5,99	28,18	30	29900	91	177	8,51	8,51
		2	6	28,27	30	31400	90	178	9,41	9,41
		3	5,99	28,18	30	34800	90	170	6,12	6,12
		4	5,99	28,18	30	31100	92	184	10,12	10,12
		5	5,99	28,18	30	29700	90	182	9,73	9,73
	Razze	1	5,99	28,27	30	34800	92	159	4,52	4,52
		2	5,99	28,18	30	36400	91	160	4,82	4,82

Tabella 4.32 – Dati di resistenza a trazione per il cerchio # 13-150-1.

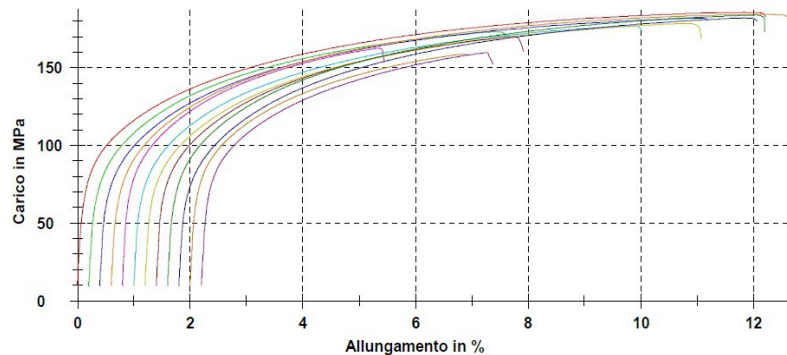


Figura 4.70 – Grafico tensione-deformazione per i provini del cerchio # 13-150-1.

Legende	Zona di prelievo	N°	d ₀ mm	S ₀ mm ²	L0 ST mm	E MPa	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A %	A ₅ %
	Bordo esterno	1	5,98	28,09	30	42100	92	192	14,92	14,92
		2	5,98	28,09	30	34200	91	184	11,02	11,02
		3	5,98	28,09	30	35600	91	167	5,27	5,28
		4	5,99	28,18	30	36100	90	184	11,65	11,65
		5	5,98	28,09	30	36700	91	171	5,83	5,83
	Bordo interno	1	5,98	28,09	30	40400	91	182	9,12	9,12
		2	5,98	28,09	30	38900	91	174	6,32	6,32
		3	5,98	28,09	30	46400	90	182	9,68	9,68
		4	5,98	28,09	30	36900	89	186	12,89	12,89
		5	5,98	28,09	30	38900	91	176	7,65	7,65
	Razze	1	5,98	28,09	30	50500	93	165	5,52	5,52
		2	5,99	28,18	30	48600	93	152	3,65	3,65

Tabella 4.33 – Dati di resistenza a trazione per il cerchio # 13-150-3.

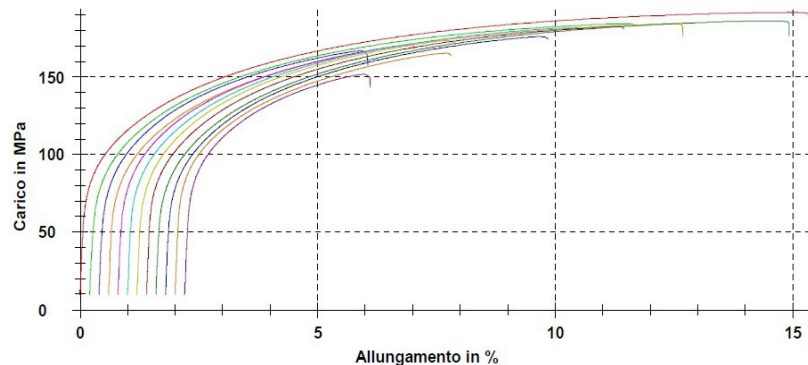


Figura 4.71 – Grafico tensione-deformazione per i provini del cerchio # 13-150-3.

Legende	Zona di prelievo	N°	d ₀ mm	S ₀ mm ²	L0 ST mm	E MPa	R _{p0.2} MPa	R _m MPa	A %	A ₅ %
	Bordo esterno	1	6	28,27	30	43500	95	193	12,64	12,64
		2	6	28,27	30	38800	93	185	9,92	9,92
		3	6	28,27	30	35700	93	186	10,26	10,26
		4	5,99	28,18	30	39400	93	170	4,97	4,97
		5	6	28,27	30	39900	91	186	11,72	11,72
	Bordo interno	1	6,01	28,37	30	37800	92	184	9,58	9,58
		2	5,99	28,18	30	38800	93	184	9,22	9,22
		3	6	28,27	30	39800	94	179	7,08	7,08
		4	6	28,27	30	38700	93	180	7,54	7,54
		5	6	28,27	30	38700	93	185	10,10	10,10
	Razze	1	5,99	28,18	30	42900	94	164	4,91	4,91
		2	5,99	28,18	30	41900	95	162	4,46	4,46

Tabella 4.34 – Dati di resistenza a trazione per il cerchio # 13-150-4.

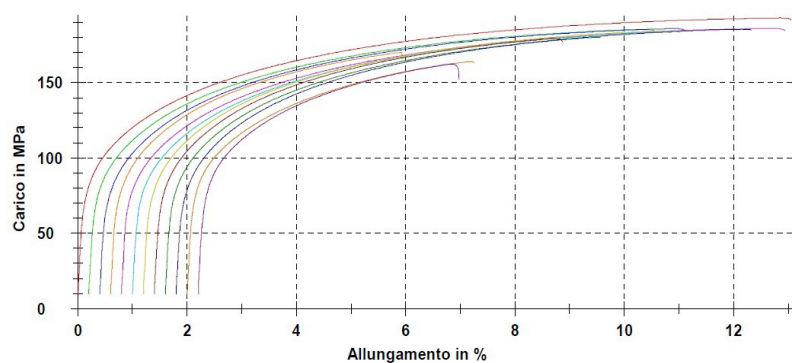


Figura 4.72 – Grafico tensione-deformazione per i provini del cerchio # 13-150-4.

Legende	Zona di prelievo	N°	d ₀ mm	S ₀ mm ²	L0 ST mm	E MPa	R _{p0.2} MPa	R _m MPa	A %	A ₅ %
	Bordo esterno	1	5,99	28,18	30	46800	104	204	16,61	16,61
		2	6	28,27	30	42600	101	195	10,48	10,48
		3	5,99	28,18	30	56500	96	183	6,09	6,09
		4	5,99	28,18	30	54500	97	187	6,79	6,79
		5	5,99	28,18	30	58400	95	194	9,95	9,95
	Bordo interno	1	5,99	28,18	30	61000	99	176	4,65	4,65
		2	5,98	28,09	30	54700	97	201	15,01	15,01
		3	5,99	28,18	30	63200	95	195	10,04	10,04
		4	5,98	28,09	30	58000	97	177	5,07	5,07
		5	5,98	28,09	30	59900	98	184	6,60	6,60
	Razze	1	6	28,27	30	68200	101	188	7,49	7,49
		2	5,98	28,09	30	67900	101	183	6,57	6,58

Tabella 4.35 – Dati di resistenza a trazione per il cerchio # 13-150-5.

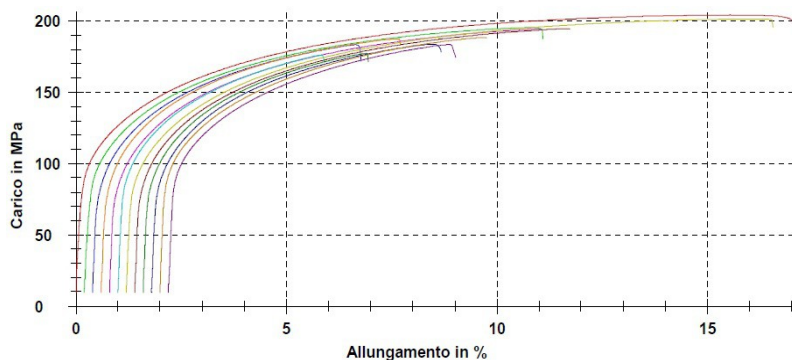


Figura 4.73 – Grafico tensione-deformazione per i provini del cerchio # 13-150-5

Mentre i dati di resistenza dei cerchi monoblocco avevano indicato valori di carico massimo e allungamento a rottura simili per i provini ricavati a partire dalla medesima zona anche in getti differenti, lo studio condotto sui cerchi F. F. ha messo in luce una situazione differente. Su questi ultimi i valori di R_m e $A\%$ delle singole provette, soprattutto sui bordi esterno ed interno, sono molto variabili (tabelle 4.31 – 4.35). Ciò può essere in parte spiegato con la non perfetta simmetria del getto rispetto allo stampo. Il cerchio SL 2159 è dotato di cinque razze “principali” ognuna delle quali è affiancata da due razze più sottili. Lo stampo invece è completato da quattro corsoi laterali, che posizionati tra il maschio e la figura definiscono il profilo del canale. Questa differenza comporta variazioni locali nel raffreddamento del getto: le zone del bordo esterno che si posizionano nel punto di chiusura tra due corsoi sono soggette all'asportazione di un flusso termico maggiore. Vi sono alcune porzioni del bordo esterno raffreddate tramite aria compressa indirizzata dall'apposito circuito: anche queste zone sono forzate ad una diminuzione più rapida di temperatura, inoltre si può ipotizzare che non tutte le canalette del circuito siano attraversate dalla stessa portata. Inoltre, sebbene anche il cerchio monoblocco SL 3313 presenti cinque “coppie” di razze, la loro geometria prevede una spaziatura dei punti d'attacco sul bordo quasi costante; lo stesso attacco è addolcito dalle estremità curve delle razze, che favoriscono un riempimento da parte della lega più regolare. Questi aspetti, insieme alla dinamica di riempimento dello stampo che in presenza di qualsiasi improvvisa variazione di sezione può provocare un maggior intrappolamento di film d'ossido, conducono a proprietà meccaniche variabili. Le prossime tabelle 4.36 e 4.37 riportano l'escursione complessiva del carico massimo e dell'allungamento a rottura riportato dai bordi esterni ed interni dei cerchi analizzati. Tutta la produzione aziendale è soggetta a trattamento termico T6, il quale consente un incremento delle caratteristiche di resistenza ma allo stesso tempo provoca la “dilatazione” della differenza tra valori massimi e minimi nel prodotto finito.

Cerchio		ΔR_m Bordo esterno [MPa]	$\Delta A\%$ Bordo esterno
Cerchi monoblocco	# 13-91-35	8	7,3
	# 13-91-34	8	5,9
Cerchi F. F.	# 13-150-2	23	10,3
	# 13-150-1	24	7,4
	# 13-150-3	25	9,6
	# 13-150-4	23	7,6
	# 13-150-5	21	10,5

Tabella 4.36 - Variazione tra il valore massimo e minimo di R_m e $A\%$ relativi ai provini estratti dal bordo esterno (5 campioni per ogni getto).

Cerchio		ΔR_m Bordo interno [MPa]	$\Delta A\%$ Bordo interno
Cerchi monoblocco	# 13-91-35	10	1,5
	# 13-91-34	7	3,4
Cerchi F. F.	# 13-150-2	5	2,9
	# 13-150-1	14	4
	# 13-150-3	12	6,5
	# 13-150-4	6	3
	# 13-150-5	25	10,3

Tabella 4.37 - Variazione tra il valore massimo e minimo di R_m e $A\%$ relativi ai provini estratti dal bordo interno (5 campioni per ogni getto).

La dinamica del riempimento, con il metallo liquido che riempie la cavità stampo a partire dal mozzo proseguendo attraverso razza e canale, nonché il posizionamento delle canalette di raffreddamento e l'andamento direzionale del raffreddamento e della solidificazione concorrono nel definire le differenze maggiori in termini di carico e allungamento nel bordo esterno. La tabella 4.37 evidenzia comunque differenze locali, seppur minori, anche nel bordo interno. Nuovamente in questa zona le provette ricavate dai cerchi monoblocco presentano l'escursione complessiva minima delle proprietà di resistenza statica.

I valori di carico massimo e allungamento a rottura medi sono paragonabili, tra cerchi monoblocco e F. F., in zona razze; lo stesso accade per le escursioni tra valori massimo e minimo delle stesse grandezze. Nelle zone del bordo interno ed esterno i cerchi F. F. hanno invece palesato caratteristiche medie lievemente inferiori, tranne che nel caso # 150-5. Per questo getto l'elevata velocità di riempimento ha probabilmente permesso di compattare in modo migliore il materiale all'interno dello stampo, rendendo inoltre più rapida la solidificazione del getto. L'impiego del convogliatore di flusso se da un lato ha causato l'ingresso in cavità di elevate quantità di ossidi (figure 4.42 e 4.55), dall'altro ha permesso una buona alimentazione evitando l'insorgere di estese cavità da ritiro (figura 4.11).

Cerchio		Bordo esterno		Bordo interno		Razze	
		Rm _{MEDIO}	A% _{MEDIO}	Rm _{MEDIO}	A% _{MEDIO}	Rm _{MEDIO}	A% _{MEDIO}
Cerchi monoblocco	# 13-91-35	186	11,5	190	13,9	155	3,3
	# 13-91-34	187	11,1	190	12,3	164	4,6
Cerchi F. F.	# 13-150-2	183	9,7	184	8,7	170	5,7
	# 13-150-1	177	8,9	178	8,7	160	4,6
	# 13-150-3	180	9,7	180	9,1	159	4,5
	# 13-150-4	184	9,9	182	8,7	163	4,6
	# 13-150-5	193	9,6	187	8,2	186	7

Tabella 4.38 – Andamento del carico massimo e allungamento percentuale a rottura medi nelle tre zone di prelievo dei cerchi monoblocco e F. F. . Come nella tabelle 4.36 e 4.37 si può notare il comportamento meccanico simile tra loro dei cerchi monoblocco da una parte, e dei cerchi F. F. dall'altra. Il cerchio # 13-150-5 sembra rappresentare, rispetto a questi ultimi, una eccezione e malgrado il contenuto elevato di film d'ossido rilevato sulla sezione ha migliori proprietà di resistenza a trazione.

4.7 Esame frattografico delle superfici di frattura

La variazione delle caratteristiche meccaniche evidenziata dalla prova di trazione sui cerchi F. F. non può essere spiegata solamente con il cambiamento del DAS, ma è in parte dovuta anche a difetti di solidificazione. Seguendo quanto già visto per i cerchi monoblocco si è misurato per ogni superficie di frattura il contenuto percentuale di film d'ossido. Sono inoltre stati scelti sei provini per cerchio differenziati da caratteristiche meccaniche opposte tra quelle del getto. Sulle superfici di frattura, tramite stereomicroscopio, è stato misurato il contenuto percentuale di porosità da gas e cavità da ritiro (figure 4.74 – 4.77). E' stata eseguita inoltre una sezionatura ad una piccola distanza (2-3 mm) dalla superficie di frattura, e qui tramite più misure singole è stato calcolato il DAS medio.

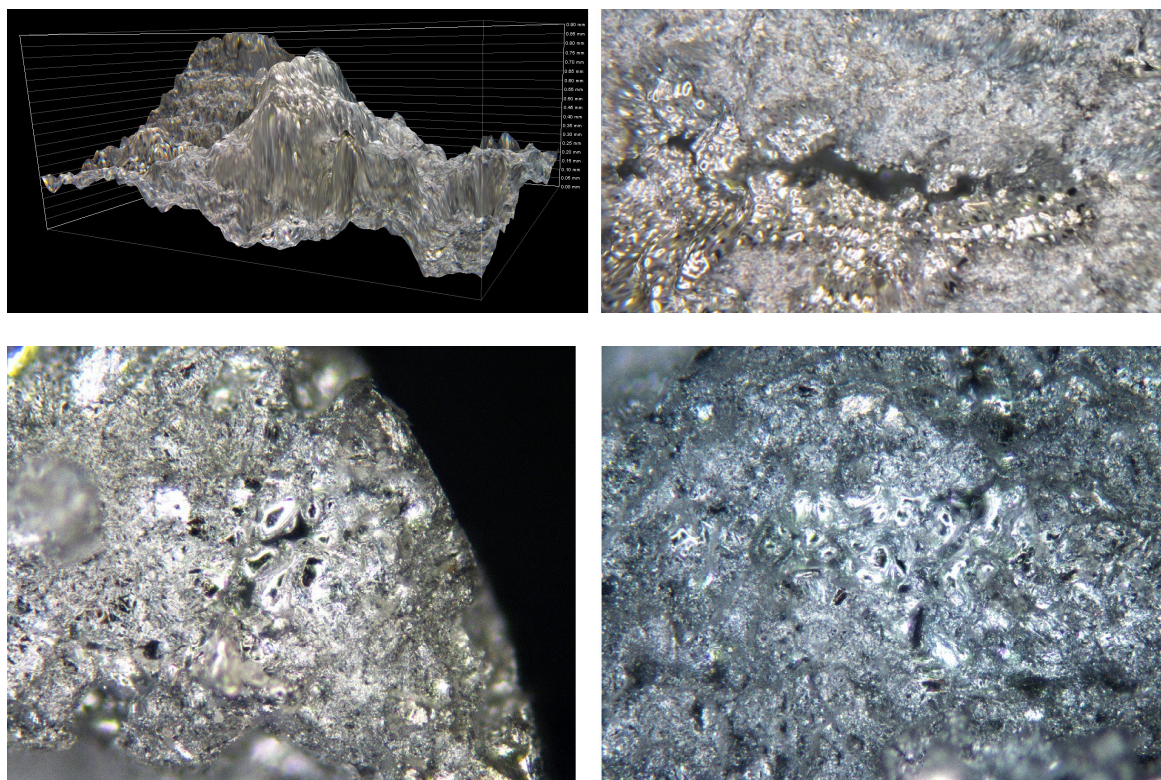


Figure 4.74 – 4.77 – In alto a sinistra, morfologia di parte di una superficie di frattura interessata da cavità. Nelle altre immagini, cavità da ritiro acquisite al microscopio ottico tramite la sovrapposizione di più istantanee con diversa messa a fuoco; livello d'ingrandimento 40x. Come per l'esame frattografico eseguito sui provini dei cerchi monoblocco, le dimensioni limitate delle porosità e cavità hanno impedito di ottenere le immagini di ogni difetto; la misurazione della superficie occupata è stata eseguita in modalità “live” tramite software.

Cerchio # 13-150-2 - bordo esterno

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	94	195	15,84	-	0,02	0,02	25,8
2	92	185	8,86	2,39	0,35	2,74	24,5
3	91	179	7,48	2,23	n. c.	n. c.	n. c.
4	91	186	10,93	0,12	n. c.	n. c.	n. c.
5	93	172	5,53	-	3,8	3,8	24,6

Cerchio # 13-150-2 - bordo interno

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	93	186	8,74	0,12	2,38	2,5	25,6
2	95	181	7,25	1,28	0,6	1,88	27,7
3	91	184	9,14	-	n. c.	n. c.	n. c.
4	92	183	8,49	-	n. c.	n. c.	n. c.
5	93	186	10,14	-	n. c.	n. c.	n. c.

Cerchio # 13-150-2 – razze

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	95	171	5,85	0,35	0,53	0,88	43
2	95	168	5,65	0,44	n. c.	n. c.	n. c.

Tabella 4.39 – Percentuali delle superfici di frattura occupate da film d'ossido, porosità e cavità; somma delle tipologie di difetti e DAS. Cerchio # 13-150-2.

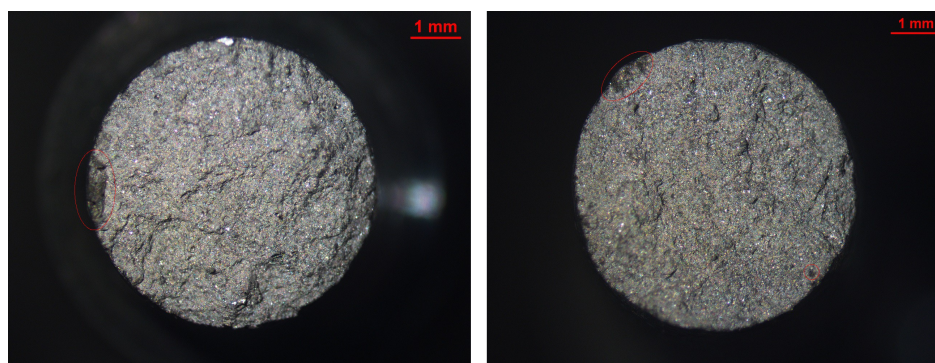


Figura 4.78 – Immagini acquisite allo stereomicroscopio delle superfici di frattura delle provette # 13-150-2 bordo esterno n° 2 (a sinistra) e bordo interno n° 3 (a destra). In queste immagini, come nelle successive delle figure 4.70-4.73, sono contrassegnati gli ossidi presenti.

Cerchio # 13-150-1 - bordo esterno

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	94	186	11,77	-	0,262	0,262	28,4
2	92	173	6,92	0,141	n. c.	n. c.	n. c.
3	90	182	10,25	0,096	n. c.	n. c.	n. c.
4	92	184	11,45	0,162	n. c.	n. c.	n. c.
5	92	162	4,30	1,911	0,47	2,381	25,3

Cerchio # 13-150-1 - bordo interno

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	91	177	8,51	-	0,662	0,662	30,8
2	90	178	9,41	1,091	n. c.	n. c.	n. c.
3	90	170	6,12	1,733	0,551	2,284	27,8
4	92	184	10,12	0,895	0,321	1,216	26
5	90	182	9,73	1,34	n. c.	n. c.	n. c.

Cerchio # 13-150-1 – razze

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	92	159	4,52	0,26	n. c.	n. c.	n. c.
2	91	160	4,82	0,165	0,396	0,561	39,5

Tabella 4.40 – Percentuali delle superfici di frattura occupate da film d'ossido, porosità e cavità; somma delle tipologie di difetti e DAS. Cerchio # 13-150-1.

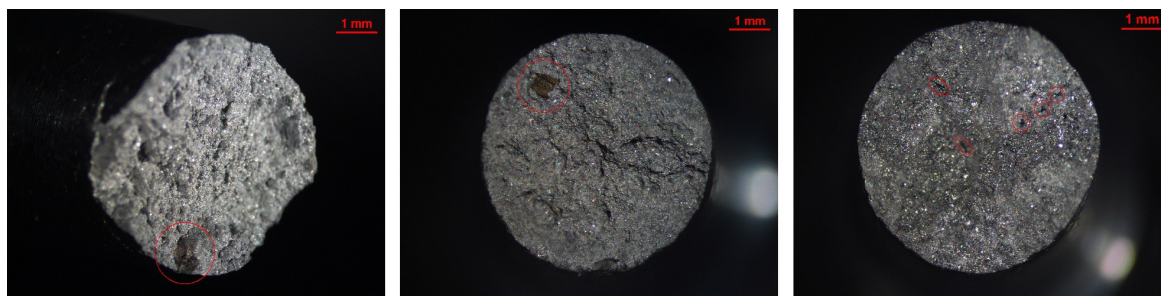


Figura 4.79 – Superfici di frattura di provette del cerchio # 150-1. A sinistra: bordo interno n° 2. Al centro: bordo interno n° 4. A destra: razze n° 1.

Cerchio # 13-150-3 - bordo esterno

N°	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	92	192	14,92	-	0,23	0,23	24,7
2	91	184	11,02	0,255	n. c.	n. c.	n. c.
3	91	167	5,27	-	2,975	2,975	25,8
4	90	184	11,65	0,29	n. c.	n. c.	n. c.
5	91	171	5,83	-	n. c.	n. c.	n. c.

Cerchio # 13-150-3 - bordo interno

N°	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	91	182	9,12	0,08	n. c.	n. c.	n. c.
2	91	174	6,32	-	1,321	1,321	25,5
3	90	182	9,68	0,37	0,342	0,712	27,5
4	89	186	12,89	0,22	0,4	0,62	25,6
5	91	176	7,65	0,154	n. c.	n. c.	n. c.

Cerchio # 13-150-3 – razze

N	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	93	165	5,52	0,15	n. c.	n. c.	n. c.
2	93	152	3,65	0,186	-	0,186	47,5

Tabella 4.41 – Percentuali delle superfici di frattura occupate da film d'ossido, porosità e cavità; somma delle tipologie di difetti e DAS. Cerchio # 13-150-3.

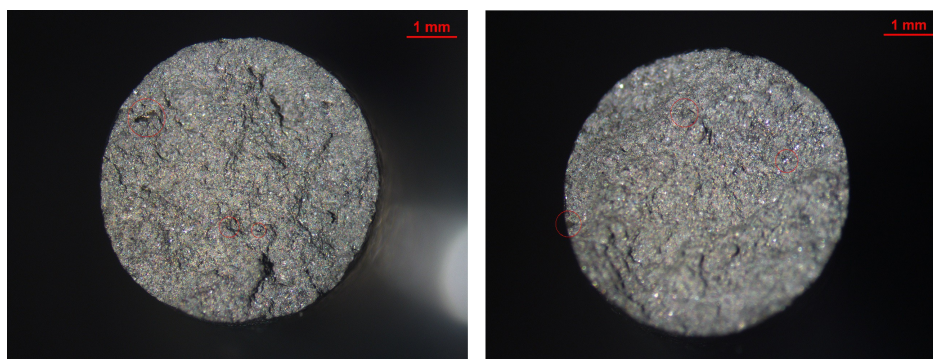


Figura 4.80 – Superfici di frattura di provette del cerchio # 150-3. A sinistra: bordo esterno n° 4. A destra: bordo interno n° 3.

Cerchio # 13-150-4 - bordo esterno

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	95	193	12,64	0,036	n. c.	n. c.	n. c.
2	93	185	9,92	0,039	1,023	1,062	25,2
3	93	186	10,26	0,165	0,715	0,88	25,4
4	93	170	4,97	0,32	3,44	3,76	28,1
5	91	186	11,72	-	n. c.	n. c.	n. c.

Cerchio # 13-150-4 - bordo interno

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	92	184	9,58	-	n. c.	n. c.	n. c.
2	93	184	9,22	0,070	0,832	0,902	29,7
3	94	179	7,08	-	1,029	1,029	31,2
4	93	180	7,54	-	n. c.	n. c.	n. c.
5	93	185	10,10	-	n. c.	n. c.	n. c.

Cerchio # 13-150-4 – razze

N°	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	94	164	4,91	0,150	0,783	0,933	43,4
2	95	162	4,46	0,051	n. c.	n. c.	n. c.

Tabella 4.42 – Percentuali delle superfici di frattura occupate da film d'ossido, porosità e cavità; somma delle tipologie di difetti e DAS. Cerchio # 13-150-4.

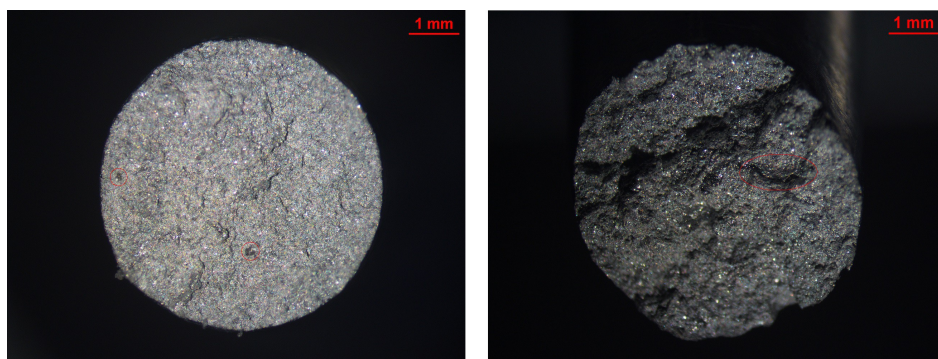


Figura 4.81 – Superfici di frattura di provette del cerchio # 150-4. A sinistra: bordo esterno n° 3. A destra: bordo esterno n° 4.

Cerchio # 13-150-5 - bordo esterno

N°	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	104	204	16,61	0,040	n. c.	n. c.	n. c.
2	101	195	10,48	0,186	n. c.	n. c.	n. c.
3	96	183	6,09	0,023	1,14	1,163	26
4	97	187	6,79	1,273	0,143	1,38	23,3
5	95	194	9,95	0,347	n. c.	n. c.	n. c.

Cerchio # 13-150-5 - bordo interno

N°	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	99	176	4,65	3,4	0,14	3,54	27,6
2	97	201	15,01	0,184	n. c.	n. c.	n. c.
3	95	195	10,04	-	n. c.	n. c.	n. c.
4	97	177	5,07	4,4	0,154	4,554	29,9
5	98	184	6,60	-	1,576	1,576	28

Cerchio # 13-150-5 – razze

N°	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	Totale difetti %	DAS μm
1	101	188	7,49	-	n. c.	n. c.	n. c.
2	101	183	6,57	0,103	0,64	0,743	43,2

Tabella 4.43 – Percentuali delle superfici di frattura occupate da film d'ossido, porosità e cavità; somma delle tipologie di difetti e DAS. Cerchio # 13-150-5.

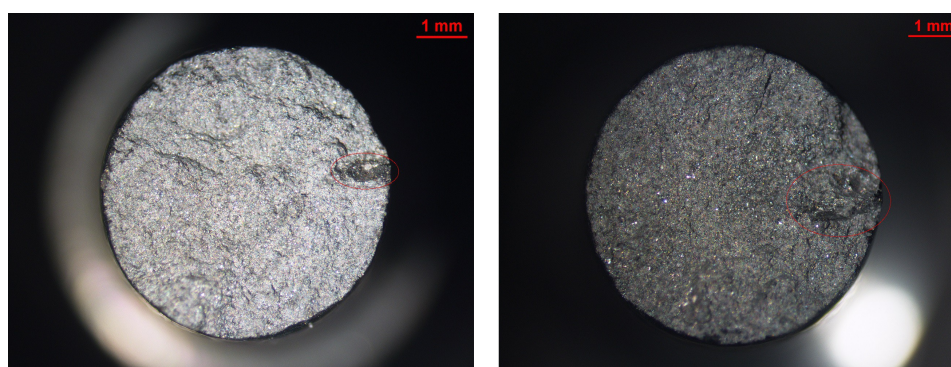


Figura 4.82 – Superfici di frattura di provette del cerchio # 150-5. A sinistra: bordo esterno n° 4. A destra: bordo interno n° 4. Si notino in entrambi i casi le “pelli” d'ossido di dimensioni elevate.

Di seguito si riportano i dati di resistenza e difettosità relativi al bordo esterno del cerchio SL 2159 ordinati per posizione del provino sul getto (figura 4.83). Si può notare come provini ricavati a partire dalle stesse posizioni abbiano caratteristiche meccaniche e percentuali di difetti sulle superfici di frattura simili (tabella 4.44). Analizzando i disegni tecnici dello stampo e del cerchio sembra corretto affermare che i campioni ricavati dalle zone soggette sia a raffreddamento forzato tramite aria compressa, che alla presenza del punto di chiusura tra corsoi adiacenti hanno complessivamente messo in mostra le caratteristiche meccaniche più elevate ed omogenee. Ciò è successo nelle finestre di ventilazione in posizione 3 - 4 e nel punto d'attacco tra razza e canale in posizione 1. I provini ricavati dalle finestre indicate in figura con i numeri 2 e 5, in punti centrali rispetto ai corsoi, esibiscono caratteristiche meccaniche mediamente inferiori e molto variabili tra getti differenti. Il ragionamento esposto è comunque semplificato e potrebbe essere perfezionato con simulazioni di riempimento stampo tramite software e analisi difettologiche su una quantità maggiore di getti.



Figura 4.83 – Numerazione delle posizioni del bordo esterno del cerchio F. F. SL 2159; la classificazione dei dati di resistenza e difettologici in tabella 4.44 segue quanto riportato in questa immagine.

Posizione	Cerchio	Numero provetta	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	DAS μm
1	# 13-150-1	1	94	186	11,77	-	0,262	28,4
	# 13-150-5	1	104	204	16,61	0,04	n. c.	n. c.

Posizione	Cerchio	Numero provetta	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	DAS μm
2	# 13-150-1	2	92	173	6,92	0,141	n. c.	n. c.
	# 13-150-2	5	93	172	5,53	-	3,8	24,6
	# 13-150-3	5	91	171	5,83	-	n. c.	n. c.
	# 13-150-5	2	95	194	9,95	0,347	n. c.	n. c.

Posizione	Cerchio	Numero provetta	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	DAS μm
3	# 13-150-1	3	90	182	10,25	0,096	n. c.	n. c.
	# 13-150-4	2	93	185	9,92	0,039	1,023	25,2
	# 13-150-5	3	96	183	6,09	0,023	1,14	26

Posizione	Cerchio	Numero provetta	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	DAS μm
4	# 13-150-1	4	92	184	11,45	0,162	n. c.	n. c.
	# 13-150-2	2	92	185	8,86	2,39	0,35	24,5
	# 13-150-3	2	91	184	11,02	0,255	n. c.	n. c.
	# 13-150-4	3	93	186	10,26	0,165	0,715	25,4
	# 13-150-5	4	97	187	6,79	1,273	0,143	23,3

Posizione	Cerchio	Numero provetta	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A %	Film d'ossido %	Porosità e cavità %	DAS μm
5	# 13-150-1	5	92	162	4,3	1,911	0,47	25,3
	# 13-150-2	3	91	179	7,48	2,23	n. c.	n. c.
	# 13-150-3	3	91	167	5,27	-	2,975	25,8
	# 13-150-4	4	93	170	4,97	0,32	3,44	28,1
	# 13-150-5	5	95	194	9,95	0,347	n. c.	n. c.

Tabella 4.44 – Suddivisione delle provette per posizione d'appartenenza nel bordo esterno di cerchi F. F. e confronto tra le caratteristiche meccaniche e le percentuali di difetti sulle superfici di frattura.

L'analisi sulle provette ha riportato la variazione del DAS all'interno di due classi distinte. Per le zone dei bordi esterno ed interno, caratterizzate da una solidificazione della lega più rapida, il parametro ha assunto valori tipici di una microstruttura fine (20 – 30 μm) mentre nelle razze, dove i provini sono ricavati vicino al punto d'alimentazione dello stampo e la solidificazione avviene successivamente, l'intervallo del DAS descrive una struttura grossolana (40 – 55 μm). Il fine dell'esame frattografico è la determinazione della relazione esistente tra i difetti e le proprietà meccaniche ottenute dalla prova di trazione. Si è deciso di trattare inizialmente in modo separato i dati disponibili dai provini dei bordi, rispetto a quelli delle razze: in questo modo si desidera

minimizzare l'effetto della microstruttura sulla resistenza della lega, mantenendo valori di carico e allungamento la cui variazione è dovuta solo ai difetti rilevati. In assenza di ossidi e cavità il cedimento del materiale è dovuto alla progressiva frattura delle particelle di silicio eutettico: mentre in una struttura grossolana il Si eutettico giunge a rottura con bassi livelli di deformazione, per una struttura fine il danneggiamento si sviluppa in modo minore a parità di deformazione applicata per cui il getto dovrà essere sottoposto ad un carico e allungamento a rottura più elevati. In conseguenza di ciò il materiale privo di difetti arriva a rottura in prossimità di ben determinati valori di carico e allungamento definiti dalla microstruttura. I due intervalli di DAS individuati sui provini hanno un'ampiezza limitata e in ipotesi di materiale “perfetto”, libero da ossidi e cavità, causano una variazione massima del carico di rottura nell'ordine di qualche MPa (figura 1.7), per cui la semplificazione è accettabile.

E' stato tracciato l'andamento del carico massimo e dell'allungamento a rottura in funzione della percentuale di superficie di frattura occupata da film d'ossido (figura 4.84), cavità da mancata alimentazione (figura 4.85) e porosità da gas. Secondo gli studi pubblicati in letteratura, la superficie proiettata occupata dai difetti è la grandezza più adatta a descrivere la variazione della resistenza.

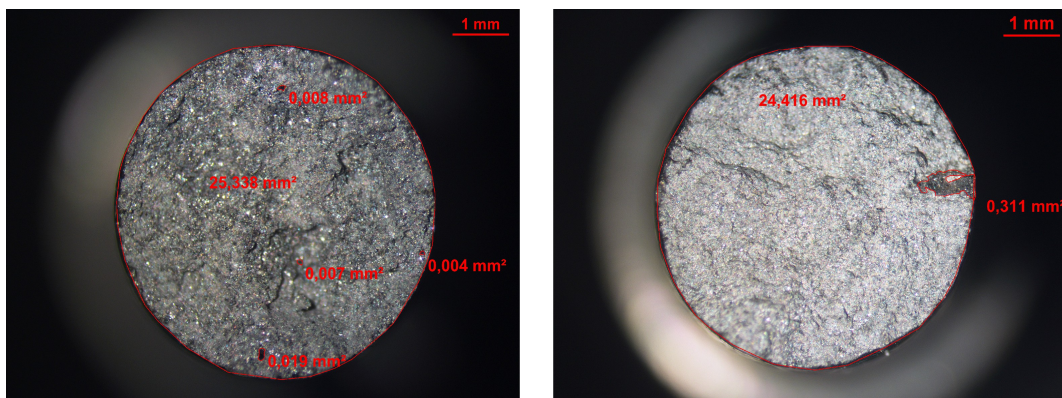


Figura 4.84 – Esempi di misurazione della superficie occupata da film d'ossido.

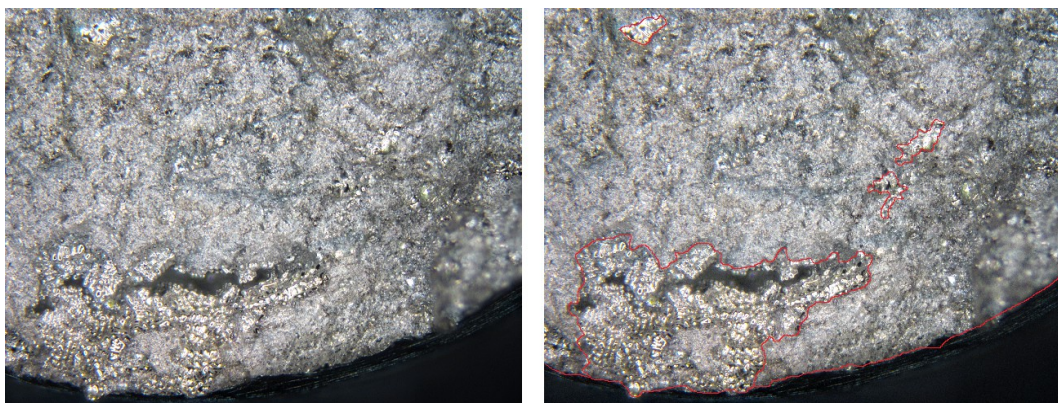


Figura 4.85 – Misurazione della superficie occupate da cavità. Immagini acquisite allo stereomicroscopio (figura 4.76) e al microscopio ottico (figura 4.77).

Le prove di trazione hanno fornito complessivamente 37 provette con DAS compreso tra 20 μm e 30 μm . Per ogni provino sono state fotografate entrambe le superfici di frattura; tramite l'osservazione allo stereomicroscopio sono stati definiti i bordi di ogni difetto. Per gli ossidi, dove il singolo film possiede generalmente dimensioni maggiori rispetto alle porosità e cavità, l'area occupata è stata misurata sull'immagine acquisita e divisa per l'area totale della superficie di frattura. Per le porosità, difficilmente individuabili con bassi livelli d'ingrandimento in prossimità di frastagliature o zone d'eutettico, la misurazione è stata effettuata senza il supporto di fotografie e ugualmente dividendo il valore ottenuto per l'area complessiva. I film d'ossido presenti sulle superfici di frattura si presentano come regioni dal contorno chiaramente definito e con colorazione grigio-nera a volte tendente al bronzo (figura 4.86).

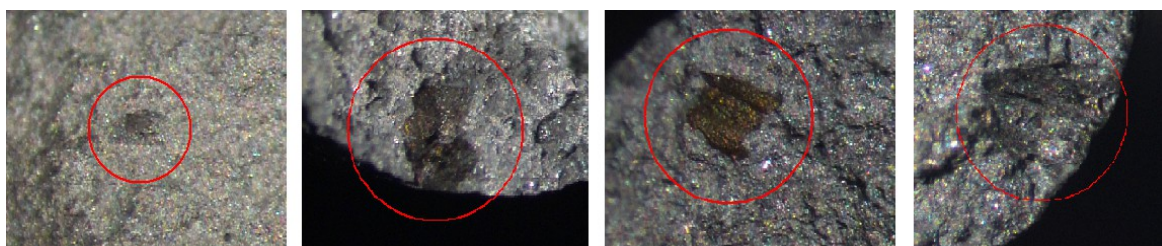


Figura 4.86 – Esempi di “pelli” d'ossido individuate sulle superfici di frattura.

I vuoti rilevati sono porosità da gas e cavità da ritiro. Le prime hanno forma circolare e diametro massimo di qualche decina di μm . Le cavità sono distinguibili grazie alla presenza di dendriti e per il profilo irregolare; possono avere un'estensione maggiore (centinaia di μm) e copiare la morfologia della zona fratturata. Alcuni difetti sono risultati essere una combinazione di porosità da gas e cavità da mancata alimentazione. Le superfici di frattura hanno esibito uno sviluppo pianeggiante nel caso di provini con basso contenuto di difetti. L'aumentare di questi ultimi, e la presenza di bande d'eutettico hanno comportato molto spesso morfologie frastagliate ed irregolari (figura 4.74). Anche in questi casi le misurazioni sono state eseguite sulle superfici proiettate su un piano parallelo al piano d'appoggio dello strumento.

Nei grafici di figura 4.87 i punti individuati si distinguono per tipologie di difetto riportate dalle superfici di frattura: si può notare come una larga parte dei campioni presenti allo stesso tempo ossidi e vuoti, mentre poche provette sono interessate unicamente da film d'ossido o cavità. I film d'ossido sono i difetti più facilmente riscontrabili in getti in lega d'alluminio e la loro dinamica d'intrappolamento all'interno del metallo liquido causa sovente l'introduzione di aria e gas che successivamente danno adito alla formazione di porosità; inoltre è noto il peggioramento dell'alimentazione dovuto ai film, che spesso presentano cavità su uno dei versanti. L'ossigeno contenuto in lega può facilmente reagire con l'alluminio liquido, formando un sottile strato d'ossido

sul bordo della porosità. Per tutti questi motivi è risultato corretto rilevare che la maggioranza delle superfici di frattura presenta entrambe le tipologie di difetto.

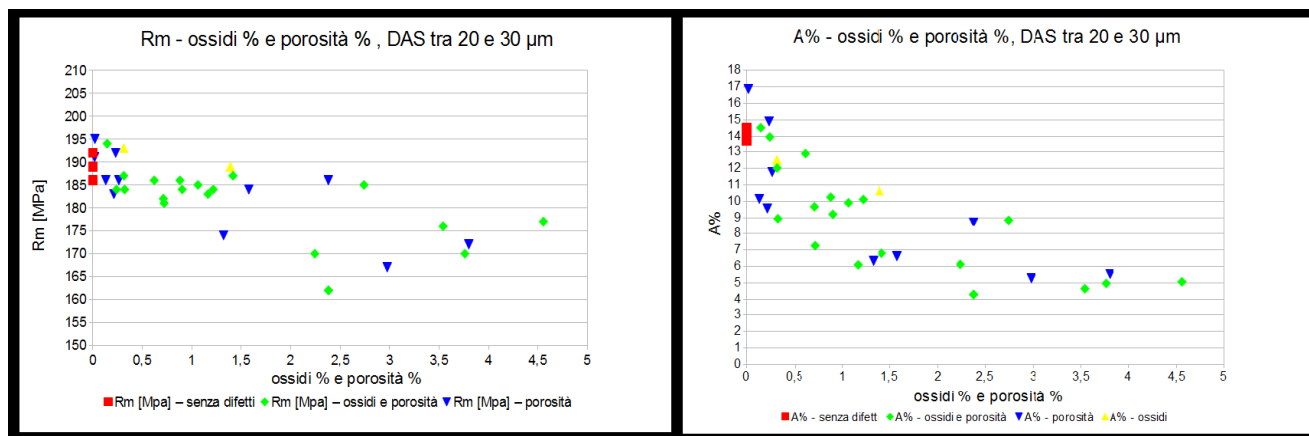


Figura 4.87 – A sinistra: andamento del carico massimo in funzione della percentuale di difetti sulla superficie di frattura dei provini con DAS compreso tra 20 μm e 30 μm ; a destra, allungamento a rottura. La diversa forma e colorazione dei punti tracciati corrisponde al tipo di difetti indicato sotto ai grafici.

Per quanto riguarda i pochi provini con superfici prive di difetti si registra uno scarto dei valori, sia di carico che di allungamento, limitato lungo l'asse y. Nella medesima direzione i campioni con difetti conducono allo scarto maggiore nel grafico relativo al carico massimo, dove l'andamento complessivo è approssimato come lineare (figura 4.88, immagine di sinistra). Nel grafico dell'allungamento a rottura l'approssimazione potenziale permette di descrivere in modo più preciso la diminuzione di duttilità, con scarti lievemente più limitati per tutte le percentuali di difetti (figura 4.88 a destra). In entrambi, una possibile fonte d'errore in direzione x è dovuta alla misurazione manuale dei difetti, che specialmente nel caso di porosità e cavità dai bordi non chiaramente definiti può aver condotto a stime errate sia per difetto che per eccesso.

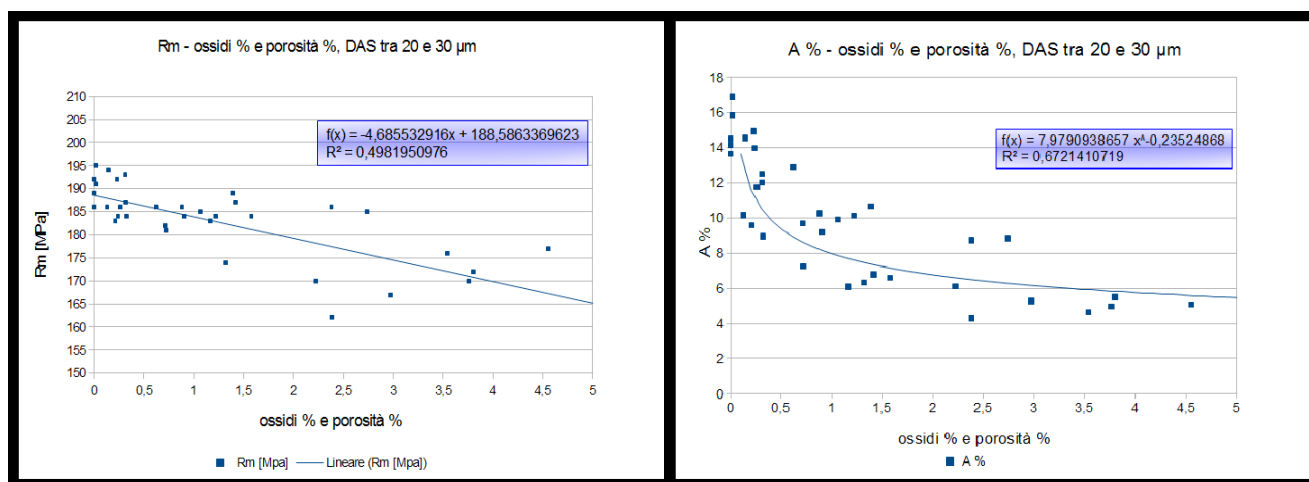


Figura 4.88 – Relazioni tra la percentuale di difetti e le caratteristiche meccaniche.

Le misurazioni mostrano livelli di difettosità sulle superfici di frattura che possono essere quasi cinque volte maggiori, in termini di porosità e cavità, rispetto ai valori ottenuti dalle sezioni

complete: ciò conferma l'osservazione teorica secondo cui la frattura del materiale, in questo caso il provino posto in trazione, avviene in prossimità dei difetti di dimensione maggiore.

E' stato tracciato l'andamento delle proprietà di resistenza anche per i provini con DAS compreso tra $40\text{ }\mu\text{m}$ e $55\text{ }\mu\text{m}$; in questo caso i pochi dati a disposizione impediscono di definire con sufficiente precisione lo sviluppo in funzione della percentuale di difetti sulle superfici di frattura (figura 4.90).

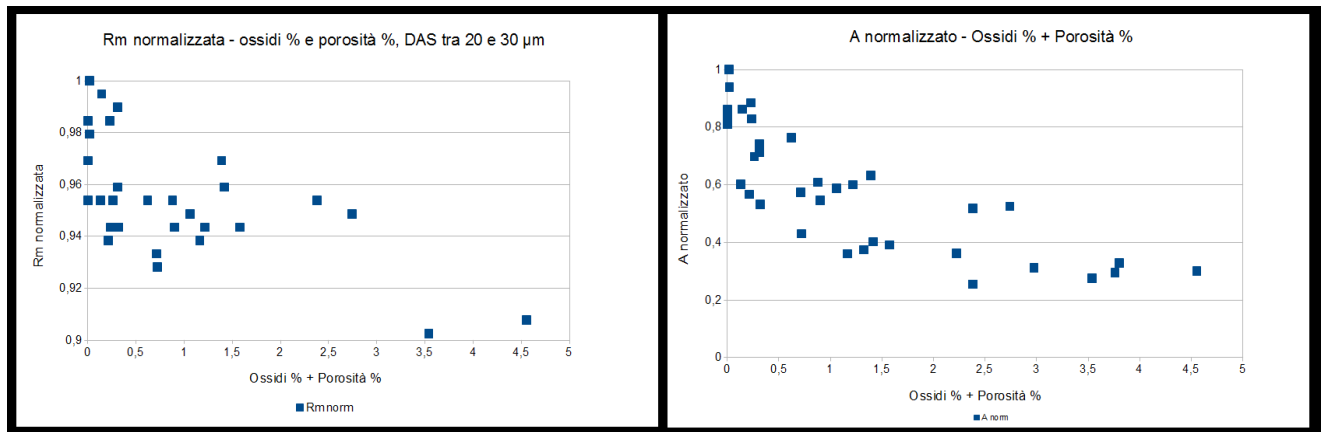


Figura 4.89 – Normalizzazione del carico massimo e dell'allungamento a rottura effettuata in base al provino più duttile e volta a migliorare la comprensione della variazione delle proprietà di resistenza del materiale.

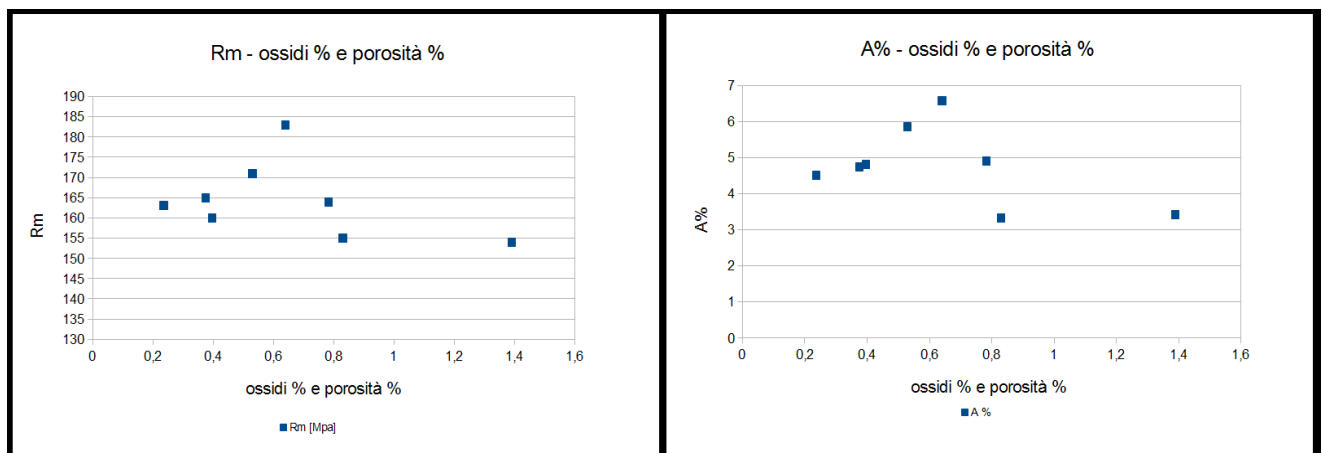


Figura 4.90 – Dipendenza del carico massimo e dell'allungamento a rottura dalla percentuale di difetti sulle superfici di frattura; provini con DAS compreso nell'intervallo $40\text{ }\mu\text{m}$ - $55\text{ }\mu\text{m}$.

I risultati delle prove di trazione sono stati riportati a questo punto in grafici esprimendo la dipendenza dal contenuto di difetti sulle superfici di frattura e dal DAS; i risultati sono presentati nella figura 4.91 per la tensione massima e 4.92 per l'allungamento a rottura. La tensione ha dimostrato avere una dipendenza lineare dalle due variabili e la diminuzione complessiva nell'intervallo difettologico e microstrutturale considerati è limitata a circa 30 MPa. L'allungamento a rottura presenta, rispetto alla percentuale di ossidi e vuoti, l'andamento già evidenziato nel grafico

della figura 4.88; la diminuzione di duttilità è molto forte già con piccole quantità di difetti. Questi ultimi a parità di microstruttura hanno un'influenza molto elevata sulla deformazione limitandola anche del 70% rispetto a quella dei provini privi di film d'ossido e porosità.

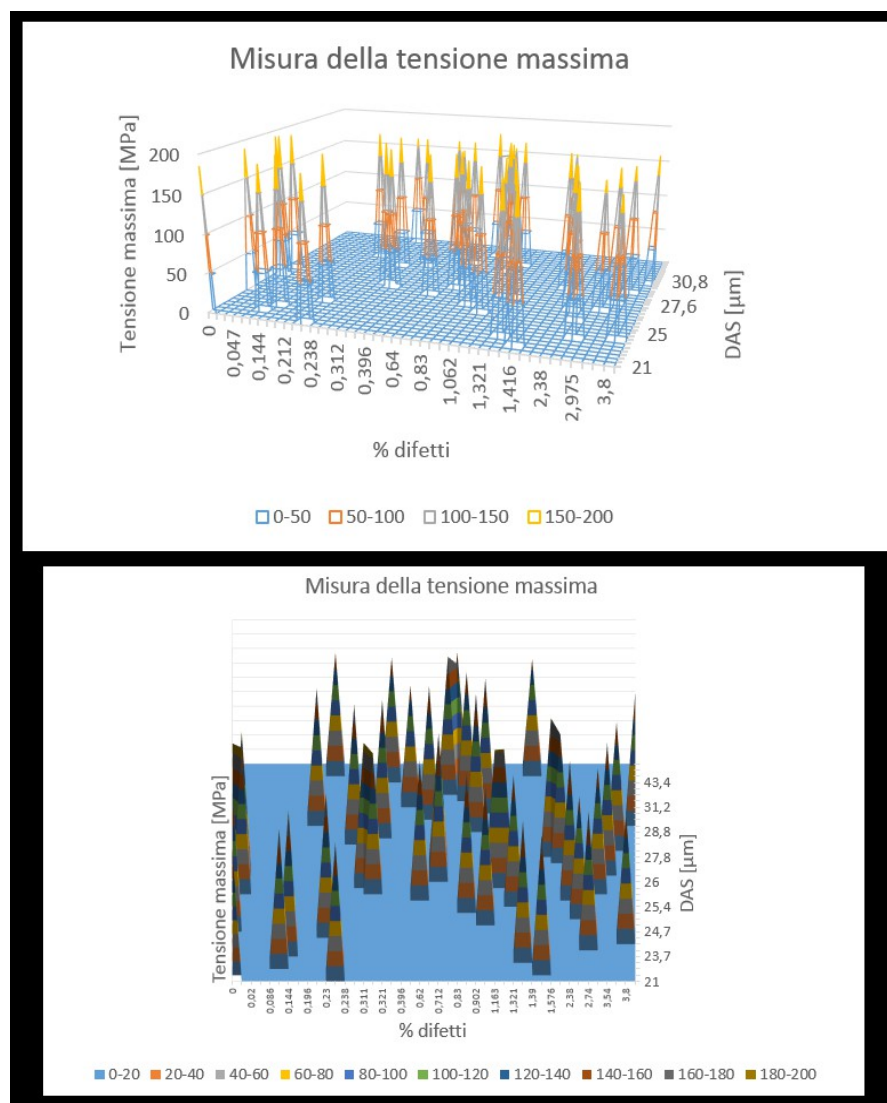


Figura 4.91 – Valori del carico massimo ottenuti dalle prove di trazione ed espressi in funzione della percentuale di difetti e della spaziatura tra i rami principali delle dendriti.

Sono state ricavate le relazioni sperimentali che esprimono la variazione di carico e allungamento a seconda del contenuto difettologico e della microstruttura. In entrambe il contributo dei difetti e del DAS sono in accordo con quanto espresso dalla letteratura sui materiali metallici. L'espressione del carico massimo descrive bene l'intera popolazione di dati sperimentali, realizzando in un solo caso un errore del 10% circa relativo ad un provino ricavato dal cerchio # 150-5 colato con velocità di riempimento dello stampo doppia; in questo getto a fronte di contenuti di difetti e valori del DAS simili agli altri cerchi la resistenza è mediamente più alta e probabilmente altri fattori come l'elevata

compattazione del materiale intervengono nella definizione delle caratteristiche meccaniche. L'approssimazione è comunque più che accettabile.

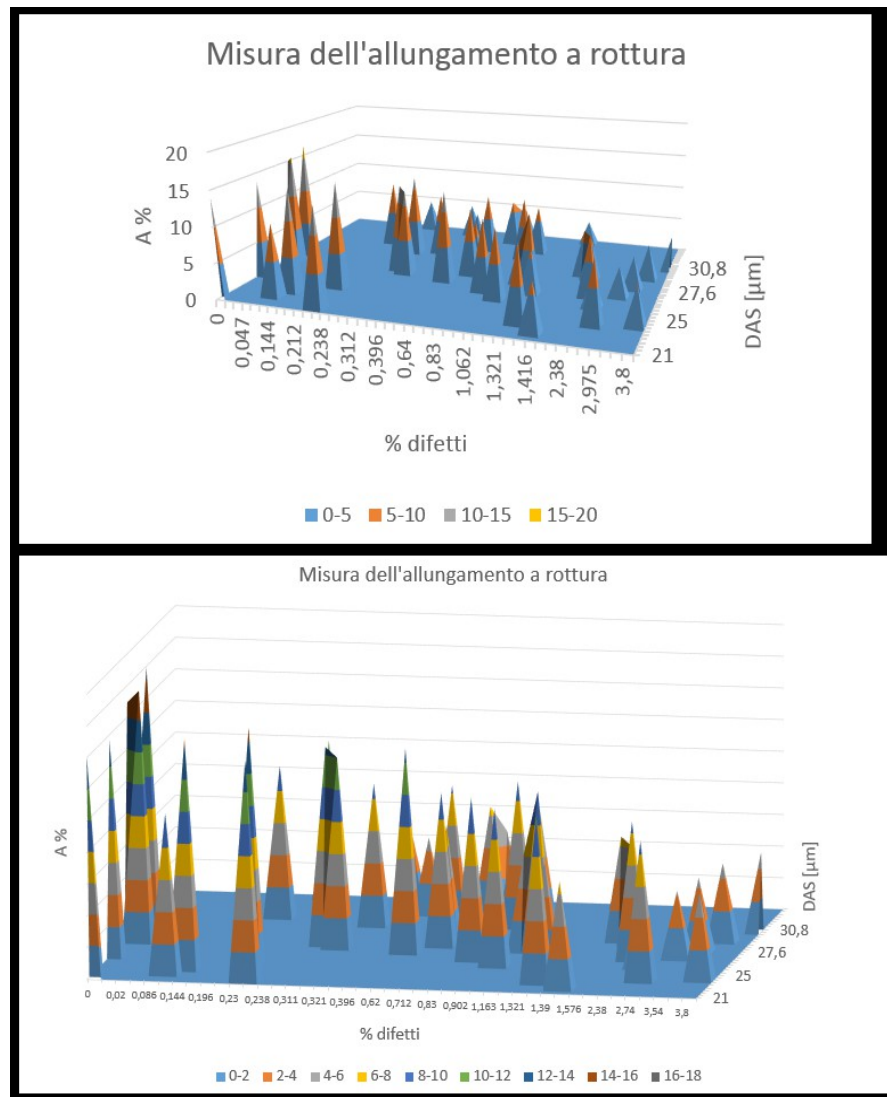


Figura 4.92 – Allungamento a rottura misurato durante le prove di trazione espresso in funzione del contenuto percentuale di difetti sulle superfici di frattura e del DAS. Si noti la forte variazione dell'allungamento causata da percentuali di film d'ossido e vuoti attorno al 4%.

La funzione sperimentale che caratterizza la variazione dell'allungamento a rottura è invece più imprecisa e realizza, se confrontata con i dati disponibili, un errore medio del 25% con picchi del 35% e del 38%. E' chiaro che altri elementi quali il grado di modifica del silicio, la presenza di eutettico, di intermetallici ed elementi infragilenti in quantità più o meno elevata intervengono nella definizione della duttilità. Nelle immagini 4.93 e 4.94 sono presentate le variazioni del carico massimo e dell'allungamento a rottura valutate con le relazioni sperimentali.

$$R_m = -4,994 * \%Difetti - 0,498 * DAS + 199,128$$

$$A = 192,88765 * \%Difetti^{-0,19899} * DAS^{-1}$$

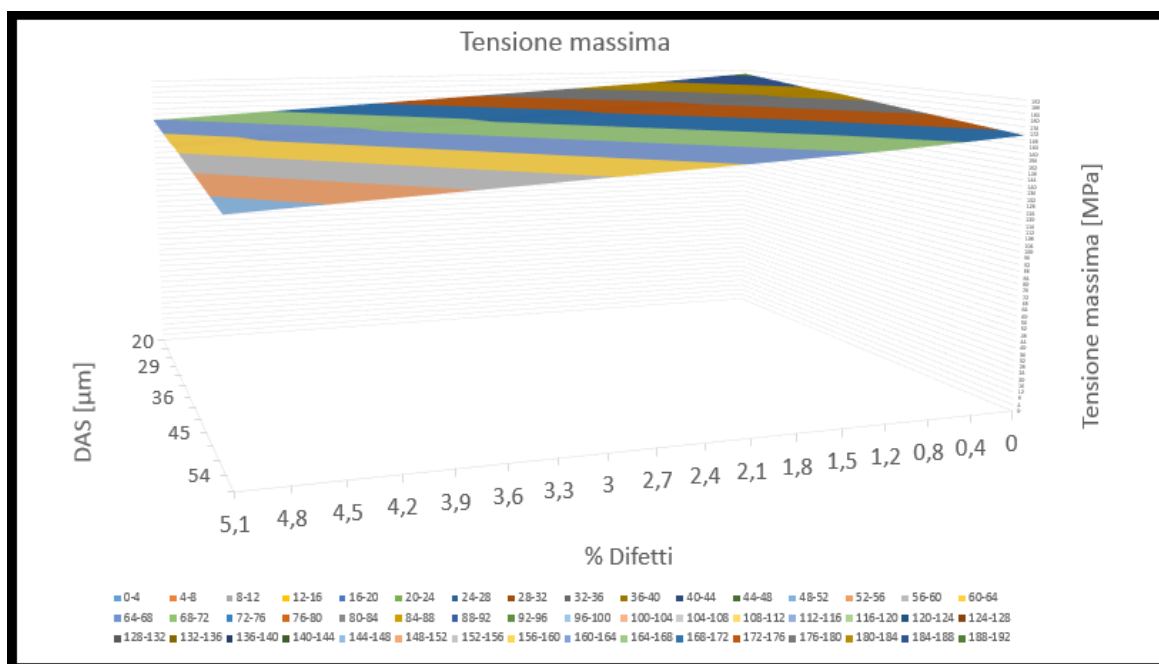


Figura 4.93 – Andamento del carico massimo ottenuto tramite la relazione sperimentale.

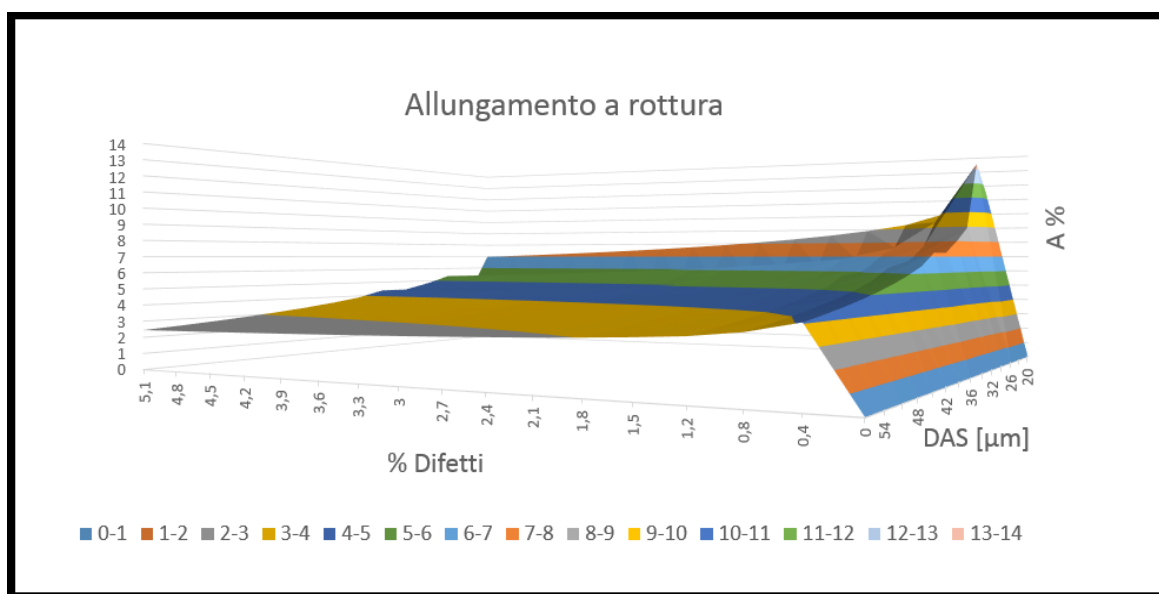


Figura 4.94 – Andamento dell'allungamento a rottura ottenuto tramite la relazione sperimentale.

CAPITOLO 5

Composizione chimica

5.1 Caratterizzazione di film d'ossido tramite microscopio elettronico a scansione (SEM)

Sono stati selezionati un gruppo di 16 film d'ossido appartenenti alle sezioni e alle superfici di frattura (figura 5.1 e tabella 5.1). La scelta dei difetti è stata fatta prediligendo ossidi dalle caratteristiche morfologiche differenziate e provenienti da cerchi differenti in modo da includere nell'analisi tutte le tipologie riscontrate durante il lavoro al microscopio ottico.

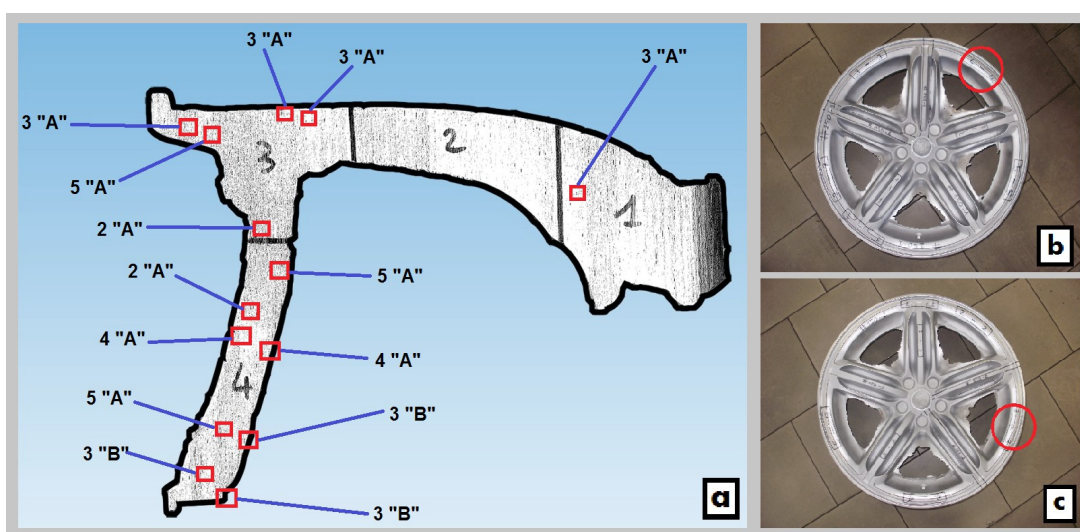


Figura 5.1 – Posizione dei film d'ossido scelti per le analisi al SEM: a) sezioni complete (difetti distinti per cerchio e sezione di appartenenza); b) zona d'estrazione del provino dal bordo interno del cerchio # 13-150-1; c) zona d'estrazione dal bordo interno del cerchio # 13-150-2.

# 13-150-1	Bordo interno		Provino n° 4
# 13-150-2	Bordo interno		Provino n° 3
# 13-150-2	Sez. "A"	Zona n° 3	Ossido n° 60
# 13-150-2	Sez. "A"	Zona n° 4	Ossido n° 11
# 13-150-3	Sez. "A"	Zona n° 1	Ossido n° 12
# 13-150-3	Sez. "A"	Zona n° 3	Ossido n° 12
# 13-150-3	Sez. "A"	Zona n° 3	Ossido n° 14
# 13-150-3	Sez. "A"	Zona n° 3	Ossido n° 27
# 13-150-3	Sez. "B"	Zona n° 4	Ossido n° 32
# 13-150-3	Sez. "B"	Zona n° 4	Ossido n° 38 e 39
# 13-150-4	Sez. "A"	Zona n° 4	Ossido n° 6
# 13-150-4	Sez. "A"	Zona n° 4	Ossido n° 12
# 13-150-5	Sez. "A"	Zona n° 3	Ossido n° 33
# 13-150-5	Sez. "A"	Zona n° 4	Ossido n° 10
# 13-150-5	Sez. "A"	Zona n° 4	Ossido n° 34

Tabella 5.1 – Codifica dei difetti della figura 5.1.

I campioni sono stati ridotti in dimensione per poter essere inseriti nella camera del microscopio a scansione, spianati nel versante opposto al difetto per il posizionamento sull'apposito supporto e lavati impiegando una soluzione di acqua e alcool. Le immagini sono state ottenute sia tramite contrasto per morfologia, sia tramite contrasto per differenza di peso atomico.

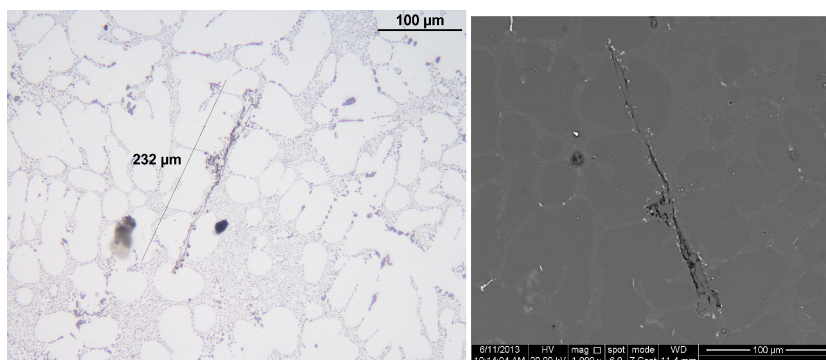


Figura 5.2 – A sinistra, micrografia ottica di un film d'ossido. A destra, immagine dello stesso difetto ottenuta al SEM tramite contrasto per differenza di peso atomico (BSE)

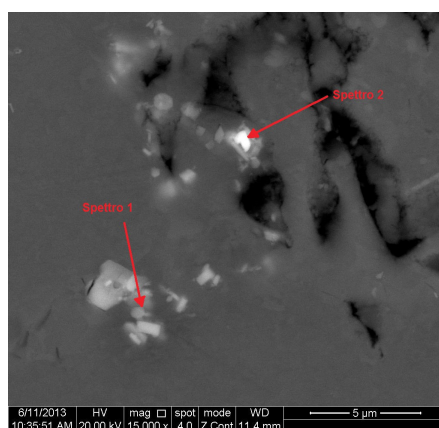


Figura 5.3 – Dettaglio del film d'ossido di figura 5.2.

L'indagine tramite microsonda EDS ha riferito una composizione chimica molto simile per tutti i film d'ossido. Gli spettri di difetti diversi presentano in alcuni casi elementi costituenti quali Al, Si, Mg, O (figure 5.4 e 5.6).

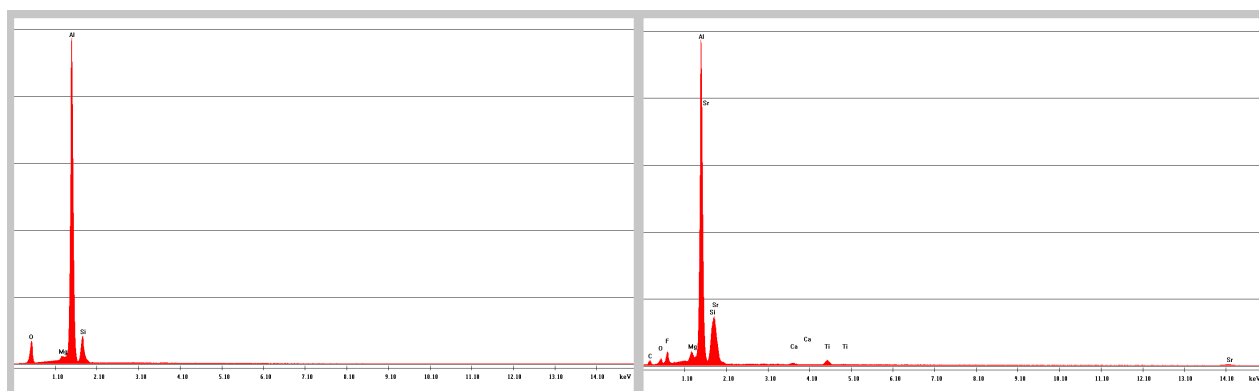


Figura 5.4 – A sinistra, spettro n° 1. Si può notare la presenza di Al, Si, Mg, O nella porzione di ossido esaminata. A destra, spettro n° 2; la fase indicata in figura 5.3 presenta tracce di altri elementi riconducibili a modificante e affrinante.

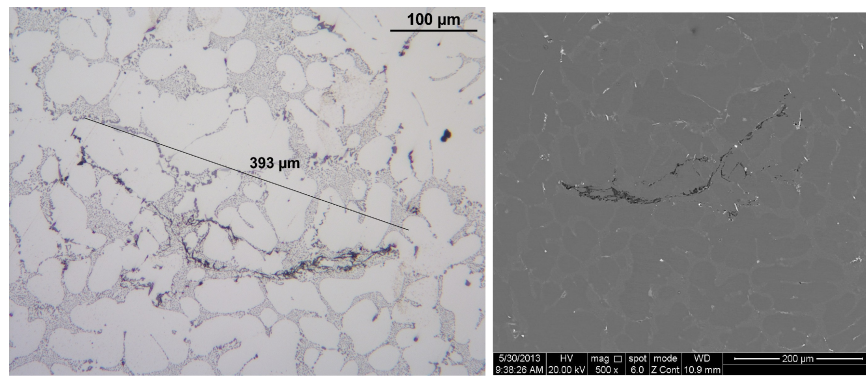


Figura 5.5 – A sinistra, immagine acquisita al microscopio ottico di un film d'ossido. A destra, il medesimo film in un'immagine ottenuta al SEM tramite contrasto per differenza di peso atomico (BSE).

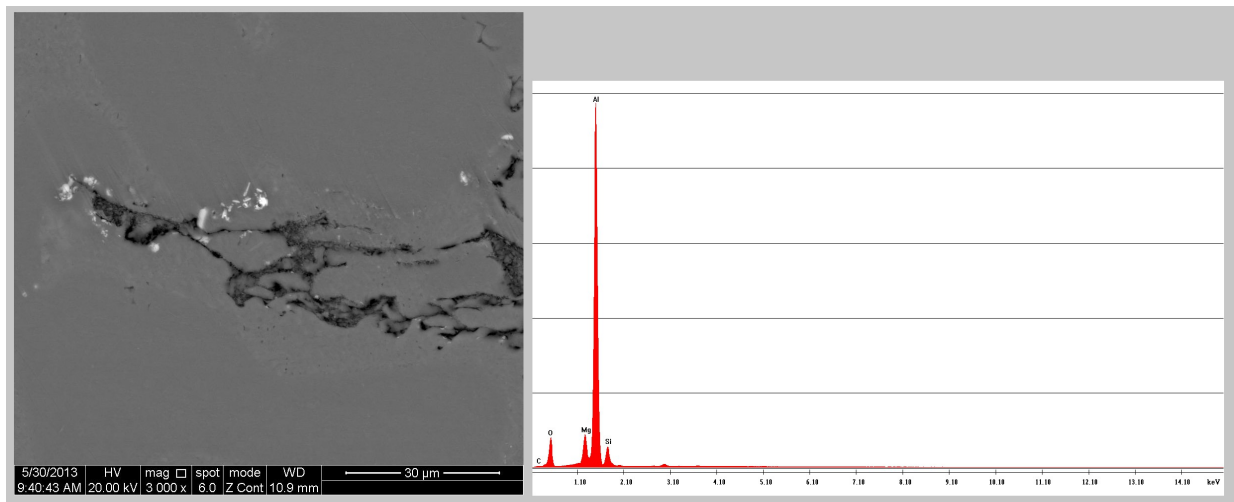


Figura 5.6 – A sinistra, dettaglio dell'estremità del film in figura 5.5. A destra, analisi del difetto, spettro n° 3: in evidenza gli elementi costitutivi del film d'ossido, relativi alle zone molto scure dell'immagine a contrasto di peso atomico.

Ciò è compatibile con la composizione della lega impiegata: alluminio, silicio e magnesio sono i tre elementi in lega con percentuali maggiori e possono formare ossido. La composizione del film d'ossido “misto” di Al e Mg noto come “spinello” e tipico in leghe con Mg compreso tra il 0,2% e il 2% è data da questi elementi. In altre situazioni gli elementi sono risultati essere solamente Al, Si, O (figure 5.8 e 5.9).

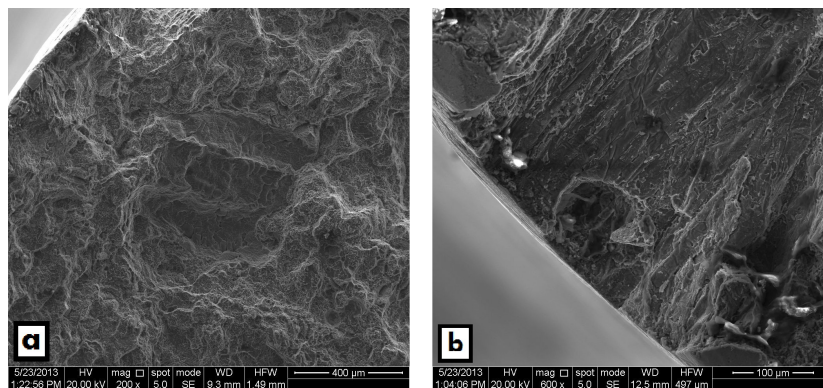


Figura 5.7 – Immagini acquisite al SEM di “pelli” d'ossido su superfici di frattura.

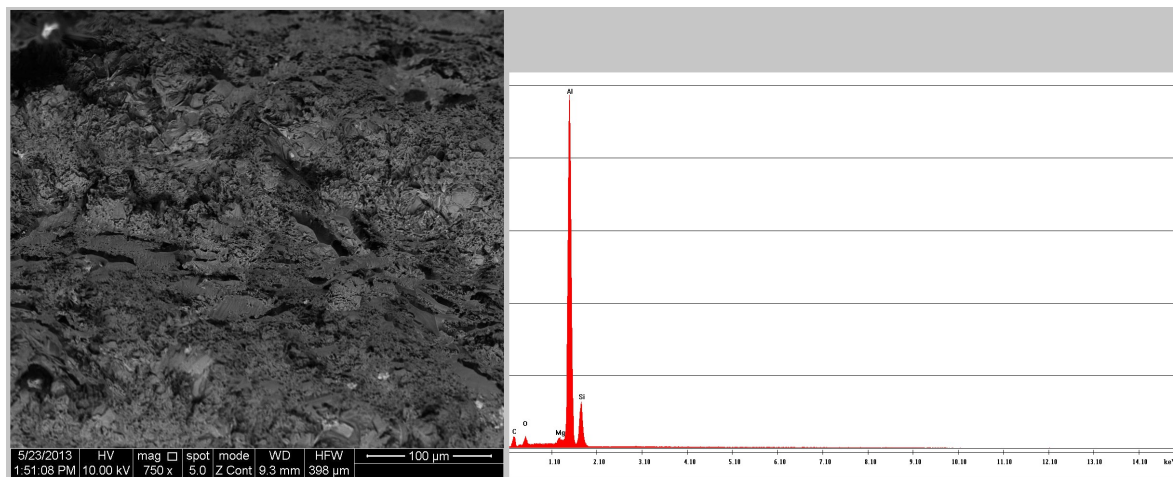


Figura 5.8 – A sinistra, dettaglio della zona centrale del difetto “a” in figura 5.7. A destra, spettro n° 4: analisi della composizione.

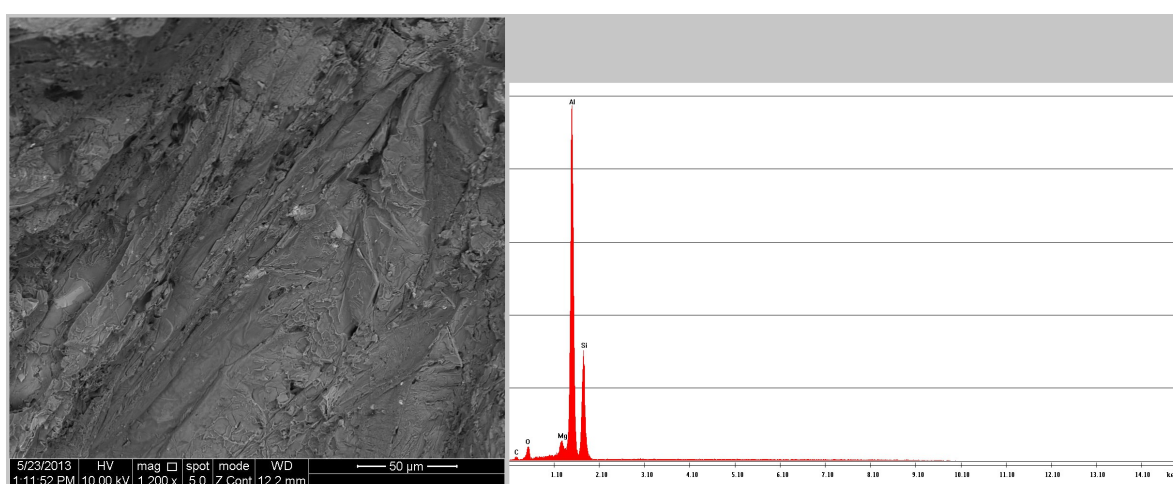


Figura 5.9 – A sinistra, dettaglio della zona centrale del difetto “b” in figura 5.7. A destra, spettro n° 5: analisi della composizione.

Molto probabilmente questa composizione si verifica perché nella porzione di getto in cui il difetto rimane intrappolato non è presente Mg in sufficiente quantità per consentire l'accrescimento di un film “misto”. Esempi di ossidi di questo tipo, nei quali non è stata rilevata presenza di Mg, sono riportati nelle figure 5.7 – 5.11.

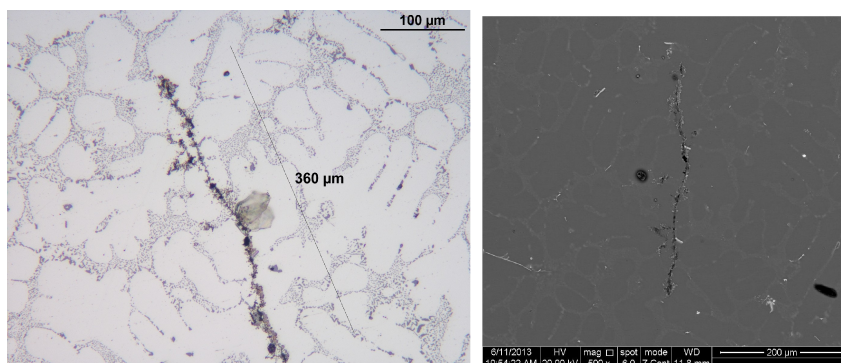


Figura 5.10 – A sinistra, microscopia ottica di un film d'ossido; a destra, immagine acquisita al SEM tramite contrasto per differenza di peso atomico (BSE) dello stesso difetto.

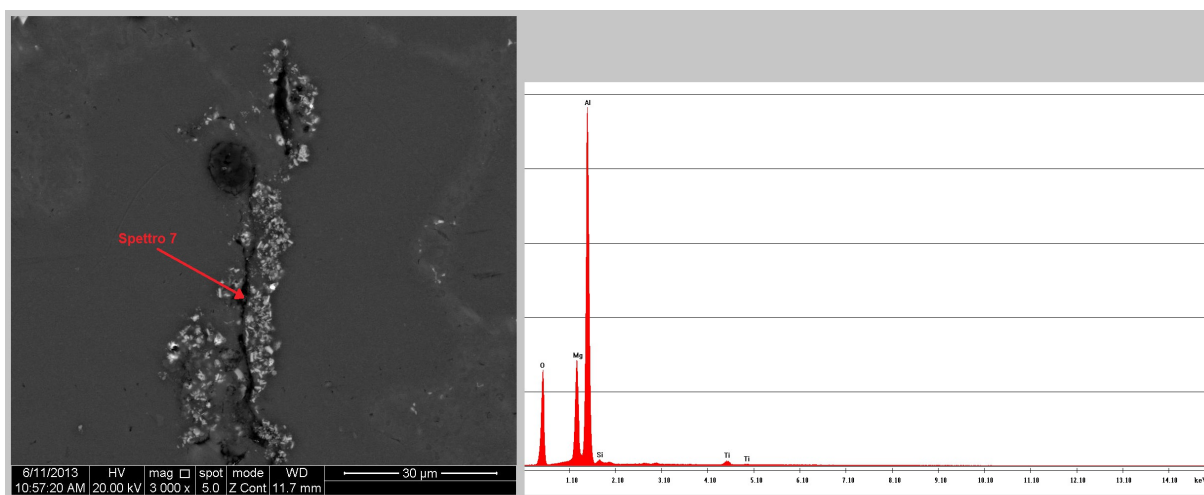


Figura 5.11 – A sinistra, dettaglio dell'estremità del difetto in figura 5.10. A destra, spettro n° 7: analisi della composizione del film (“struttura” centrale molto scura dell'ossido rappresentata nell'immagine) ottenuta tramite microsonda EDS.

Le analisi di caratterizzazione chimica tramite microsonda EDS hanno evidenziato tracce di ossido di ferro su alcune porzioni dei difetti. Nella figura 5.12 ne è riportato un esempio.

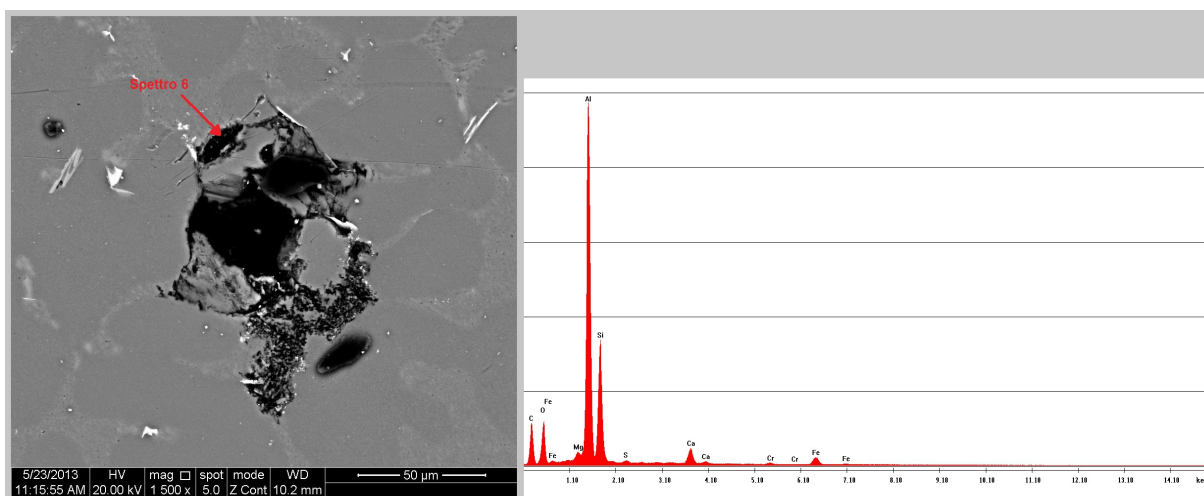


Figura 5.12 – Immagine acquisita al SEM di un ossido e spettro n° 6 della zona indicata.

Alcuni film presentano elementi quali calcio, sodio e potassio. Tale composizione può far pensare a particelle di scorificante o di rivestimento refrattario interno del forno di mantenimento rimaste nel bagno di fusione e non trattenute dal sistema di filtraggio durante la colata.

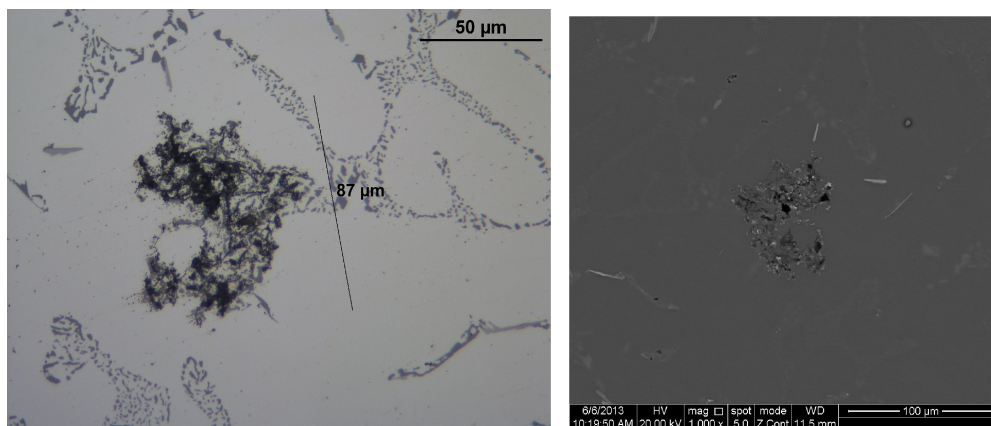


Figura 5.13 – A sinistra, immagine ottenuta al microscopio ottico di un film d'ossido; a destra, il difetto visto al SEM.

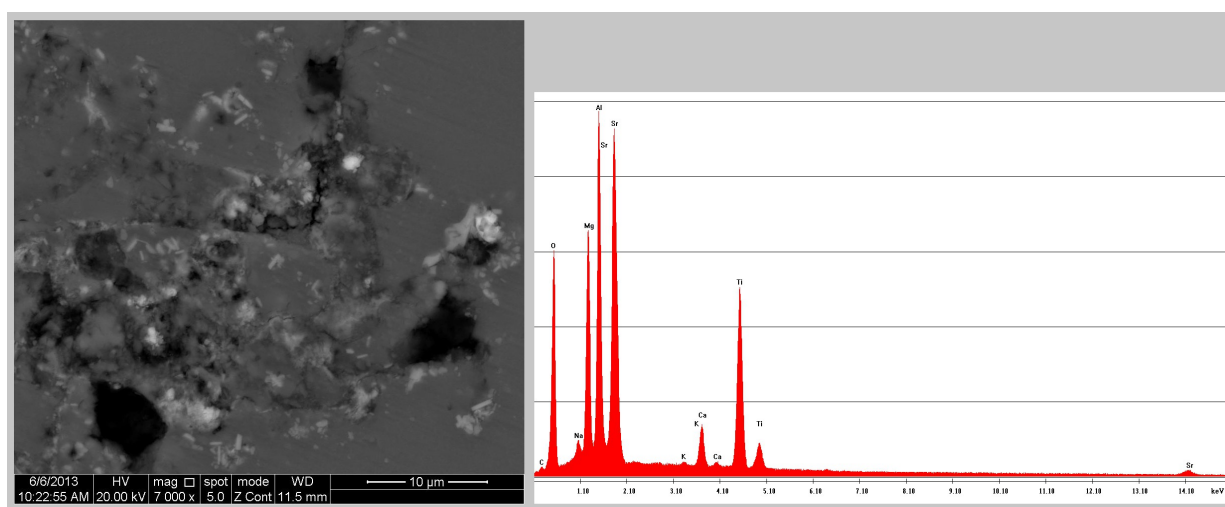


Figura 5.14 – A sinistra, dettaglio del film d'ossido in figura 5.13. A destra, spettro n° 8 della fase chiara finemente dispersa visibile anche nell'immagine di figura 5.13. Si può notare la presenza, oltre che di Al, Mg, O, Sr e Ti anche di Ca, Na, K.

Il fenomeno osservato più frequentemente è rappresentato dall'accumulo di particelle di titanio, boro e stronzio in prossimità dei film d'ossido. E' probabile che le aggiunte di affinante e modificante non siano state completamente disciolte in lega, forse a causa di un'introduzione delle bacchette nel bagno non ben “distribuita” su tutta la superficie a disposizione. Alcuni ossidi possiedono queste fasi accumulate in pochi punti, mentre altri film sono accompagnati da particelle di Ti, B e Sr lungo tutto il loro sviluppo. Sembra corretto affermare che i film hanno agito “catturando” le particelle all'interno della lega.

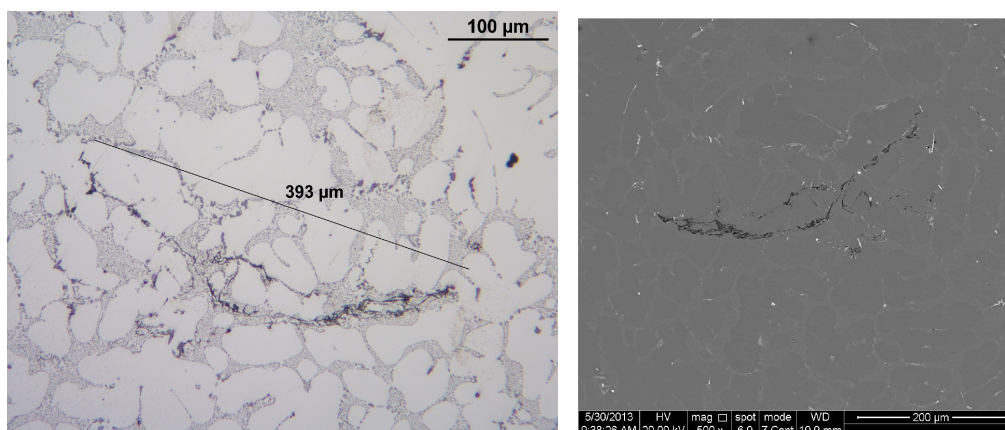


Figura 5.15 – Immagini acquisite al microscopio ottico e al SEM dello stesso film d'ossido.

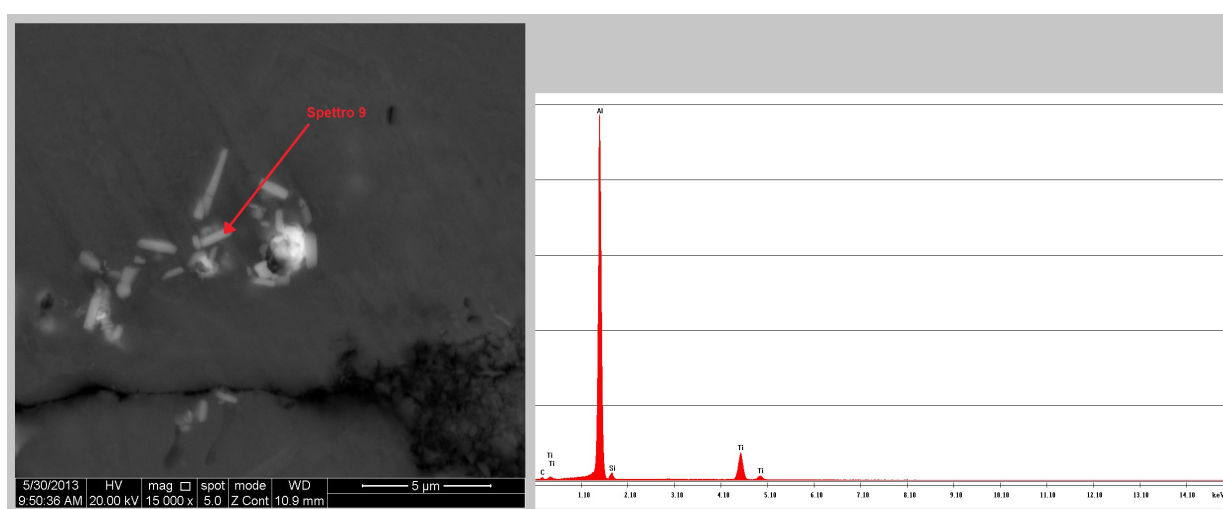


Figura 5.16 – A sinistra, dettaglio del difetto in figura 5.15. A destra, spettro n° 9: composizione chimica ottenuta con sonda EDS. Complessivamente, il difetto presenta tracce di particelle di Ti e B solo in poche zone.

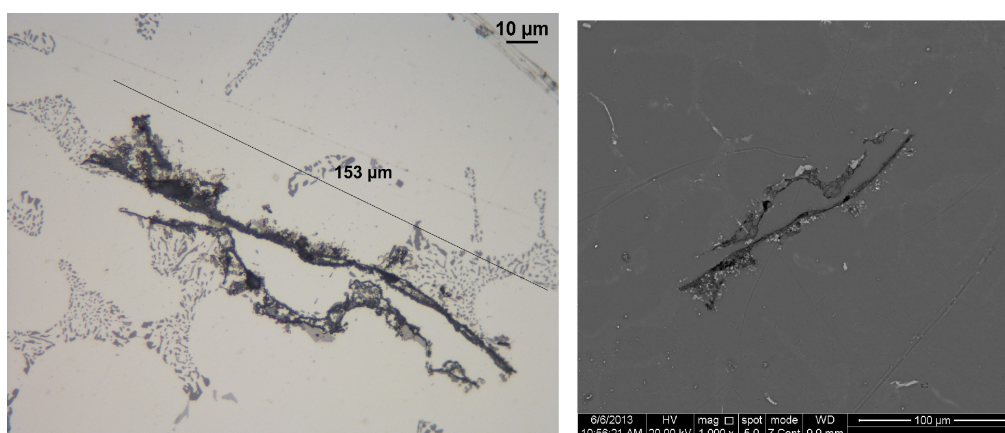


Figura 5.17 – Immagini acquisite al microscopio ottico e al SEM dello stesso film d'ossido.

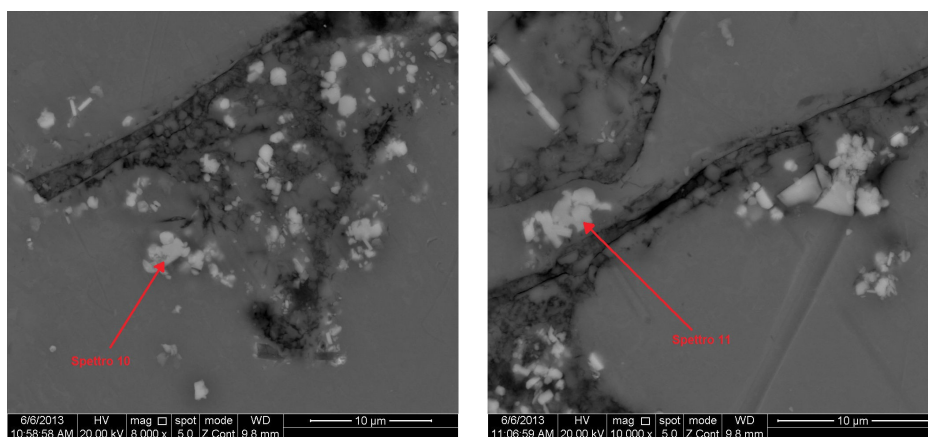


Figura 5.18 – Diverse fasi del difetto in figura 5.17 soggette all'analisi della composizione.

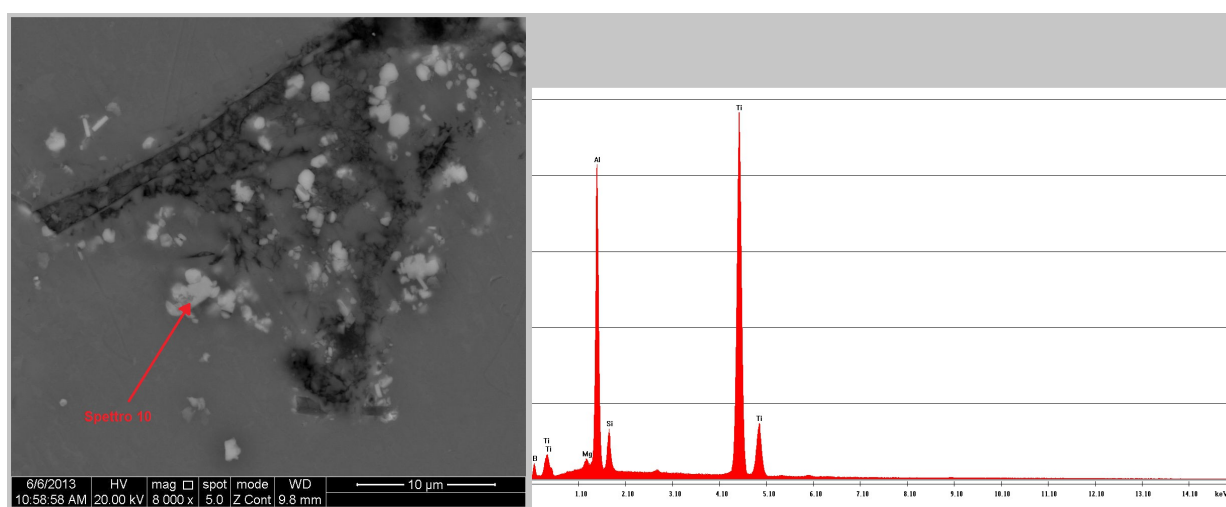


Figura 5.19 – A sinistra, particelle analizzate. A destra, spettro n° 10. La fase chiara dell'immagine è risultata avere tracce di Ti, B, Sr.

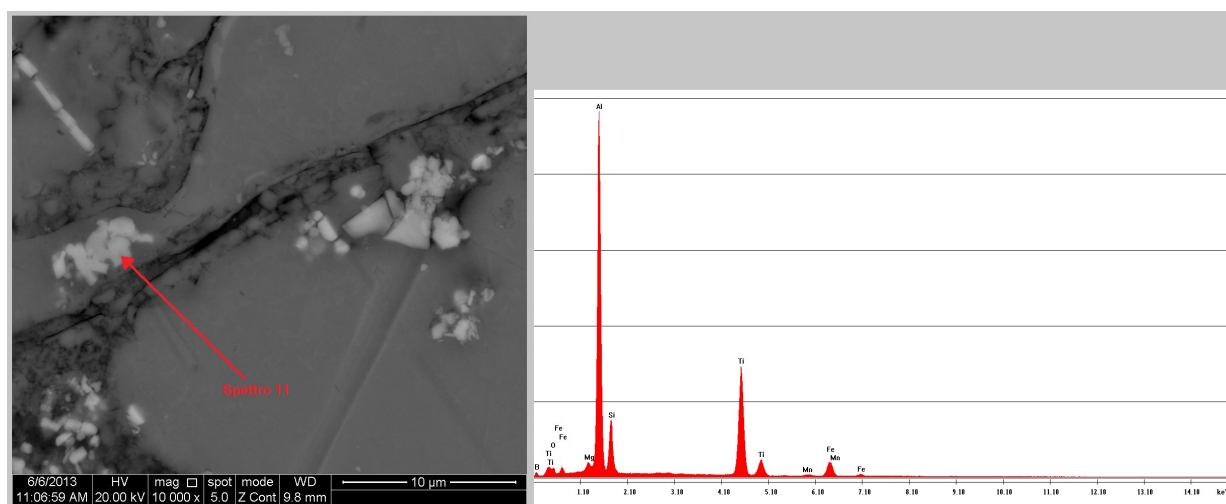


Figura 5.20 – A sinistra, la seconda fase sottoposta ad analisi. A destra, spettro n° 11. Si sono evidenziate tracce di Ti, B, Mn e Fe. Complessivamente, l'intero difetto di figura 5.17 è circondato da particelle disperse contenenti Ti e B.

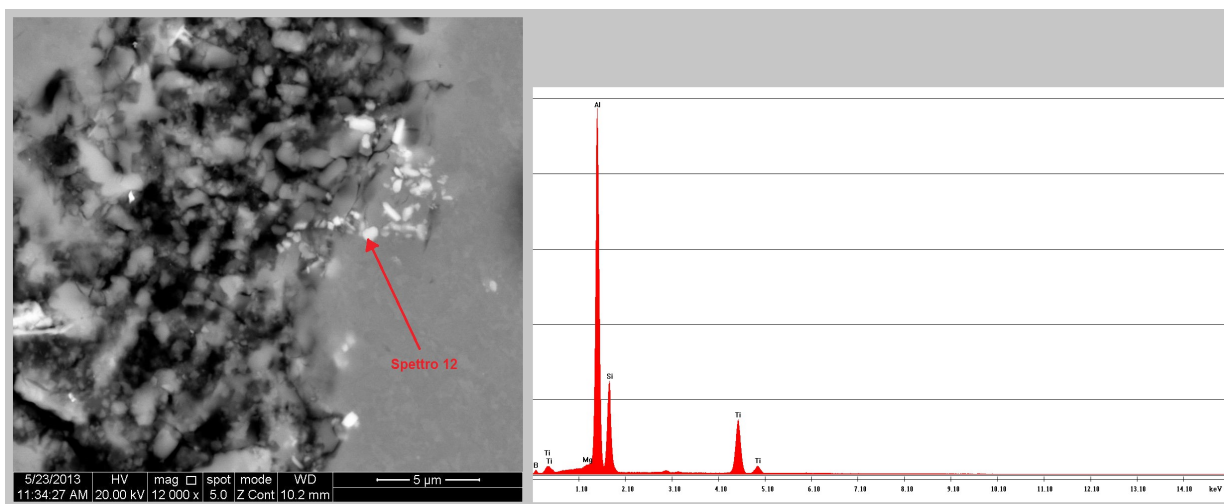


Figura 5.21 – A sinistra, dettaglio del film d'ossido di figura 5.12; a destra, spettro n° 12. La caratterizzazione degli elementi presenti nella fase molto chiara dell'immagine ha riportato tracce di Ti e B.

I difetti di dimensione più elevata sono stati sottoposti all'analisi per verificarne la composizione.

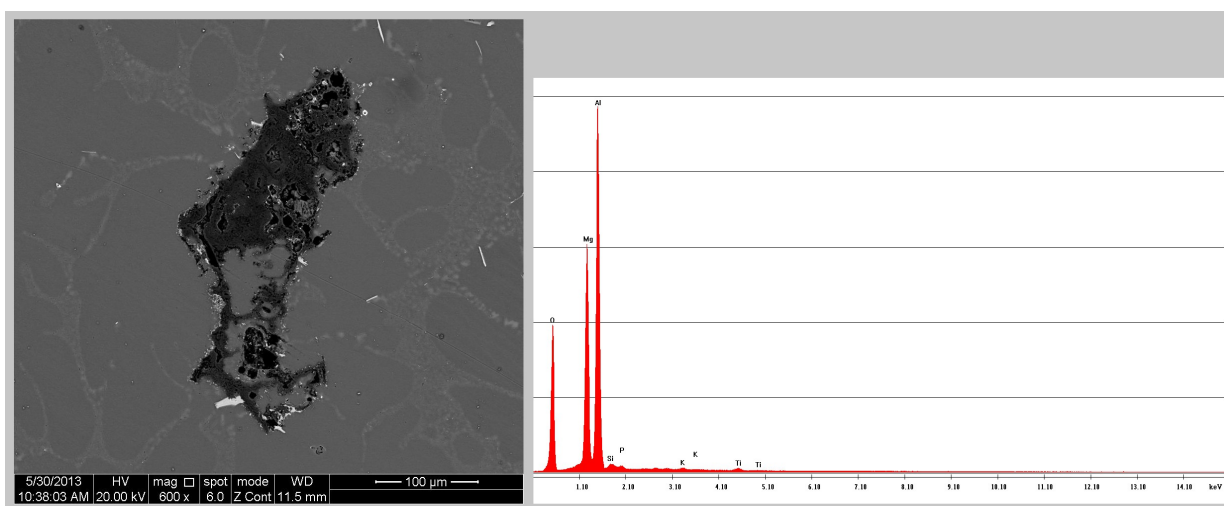


Figura 5.22 – A sinistra, immagine acquisita al SEM dell'ossido con spessore più elevato riscontrato sulle sezioni tramite microscopio ottico; a destra, spettro n°16 della composizione chimica del film nella zona centrale: la struttura principale del difetto è costituita da Al, Mg, O.

Tutti gli ulteriori esami su altri difetti hanno confermato quanto fin qui esposto. Mentre l'ossatura dei film è composta da Al, Si, Mg e O, la pulizia della lega in prossimità di tali difetti è limitata dalla presenza di particelle e fasi non ben disciolte. L'accumulo di frammenti, soprattutto di modificante e affinante, è sottolineato dai successivi esempi, dove i primi due si riferiscono al difetto in figura 5.22.

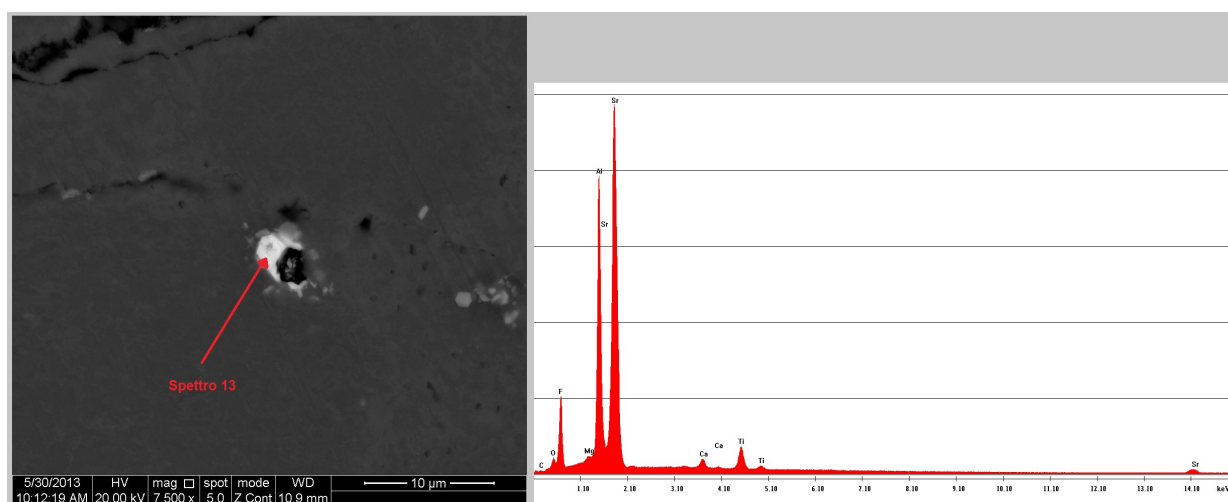


Figura 5.23 – A sinistra, dettaglio del difetto in figura 5.22. A destra, spettro n° 13 riguardante la composizione chimica della particella chiara nell'immagine: si hanno tracce di Sr, Ti, Ca, F.

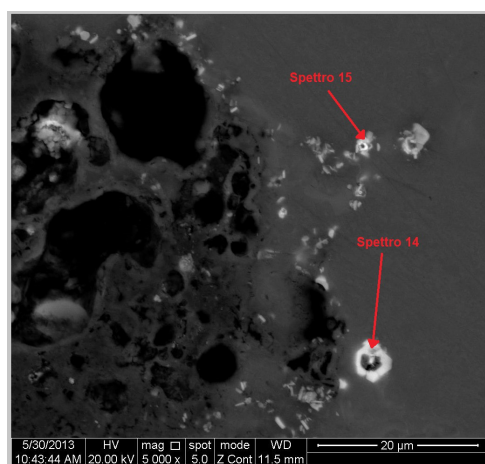


Figura 5.24 – Dettaglio del film d'ossido riportato in figura 5.22.

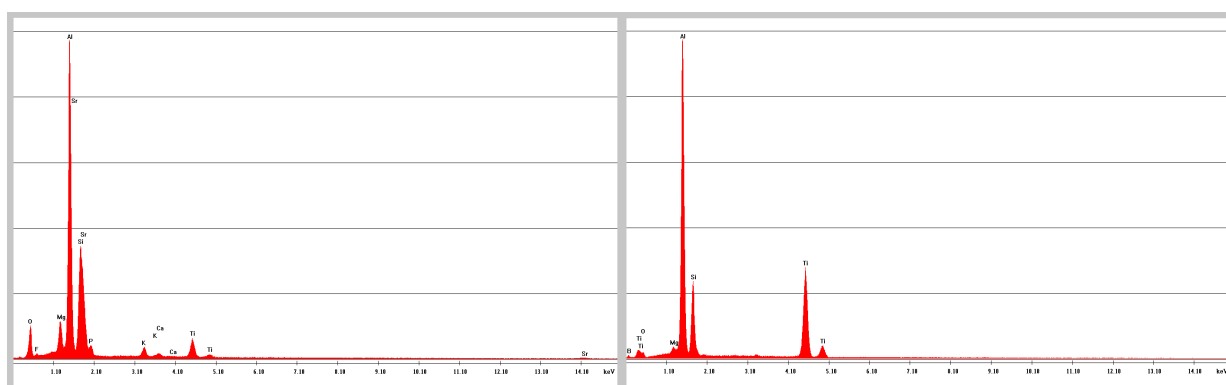


Figura 5.25 – A sinistra, spettro n° 14. A destra, spettro n° 15. In entrambi i casi sono presenti Ti e Sr.

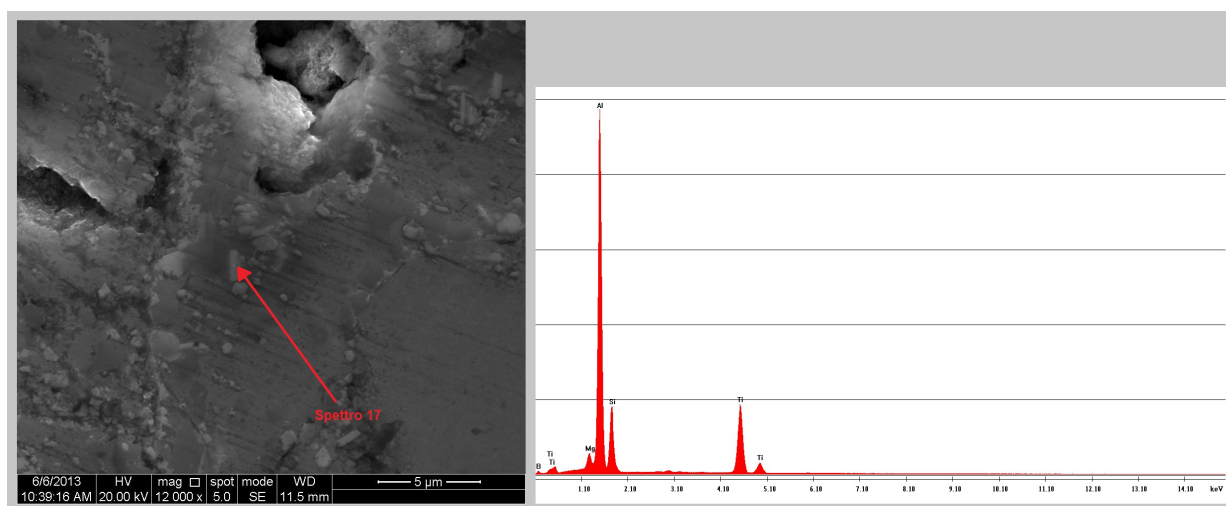


Figura 5.26 – A sinistra, dettaglio del difetto in figura 5.13. A destra, spettro n° 17 della composizione. Ancora una volta è evidente la presenza di Ti e Sr.

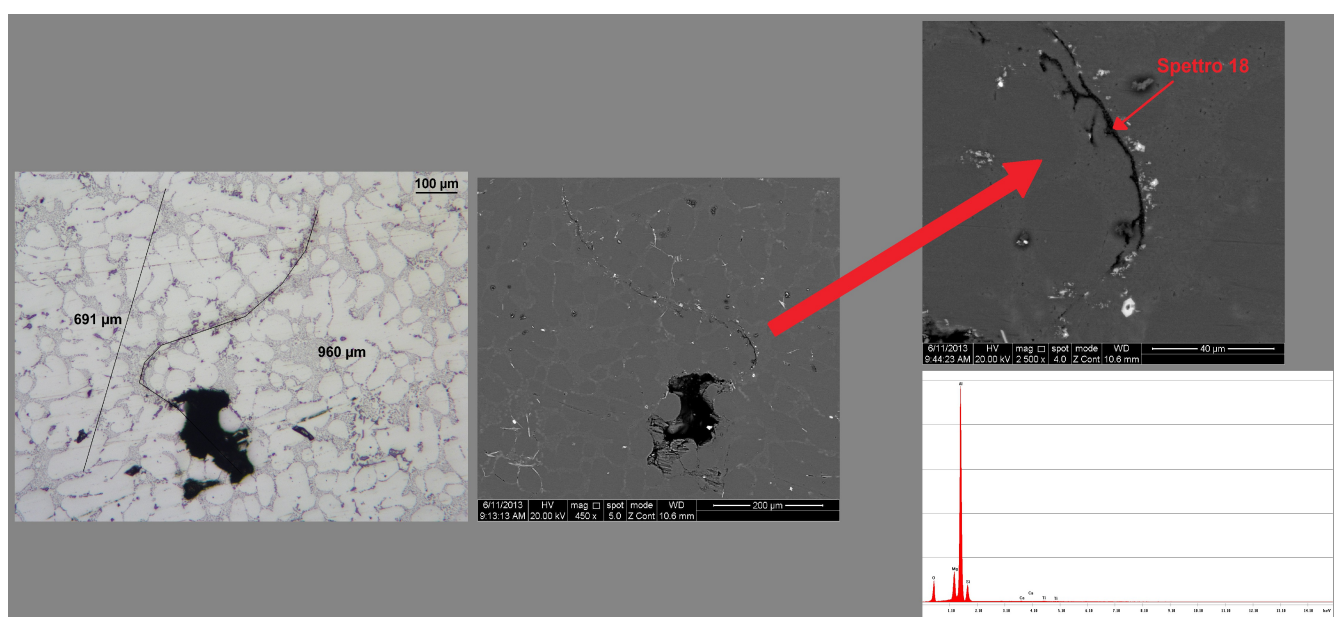


Figura 5.27 – Immagini acquisite al microscopio ottico e al SEM di un film d'ossido; dettaglio della zona centrale del difetto e spettro n° 18: composizione del film (Al, Si, Mg, O).

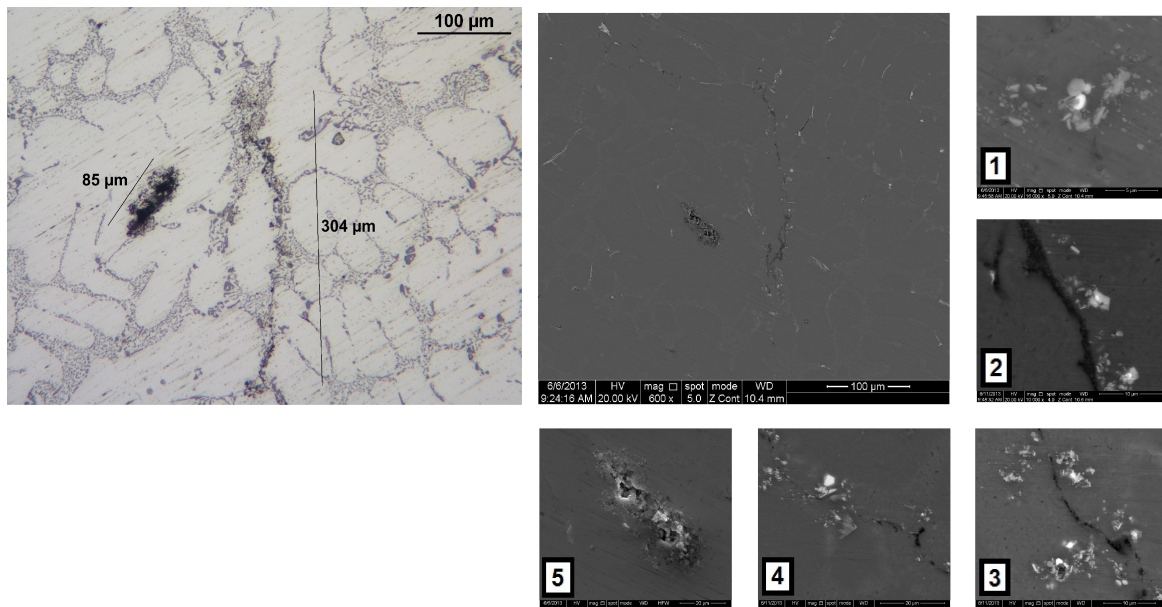


Figura 5.28 – Nelle immagini grandi, due film d'ossido con morfologia differente osservati prima al microscopio ottico e successivamente al SEM. Nelle immagini 1 – 5, dettagli dei difetti sottoposti ad indagine della composizione chimica.

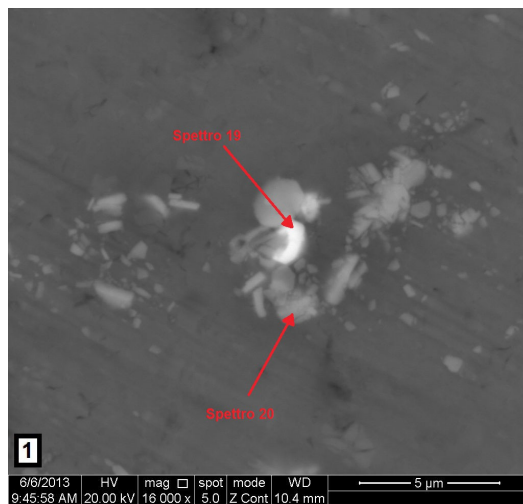


Figura 5.29 – Particolare della figura 5.28.

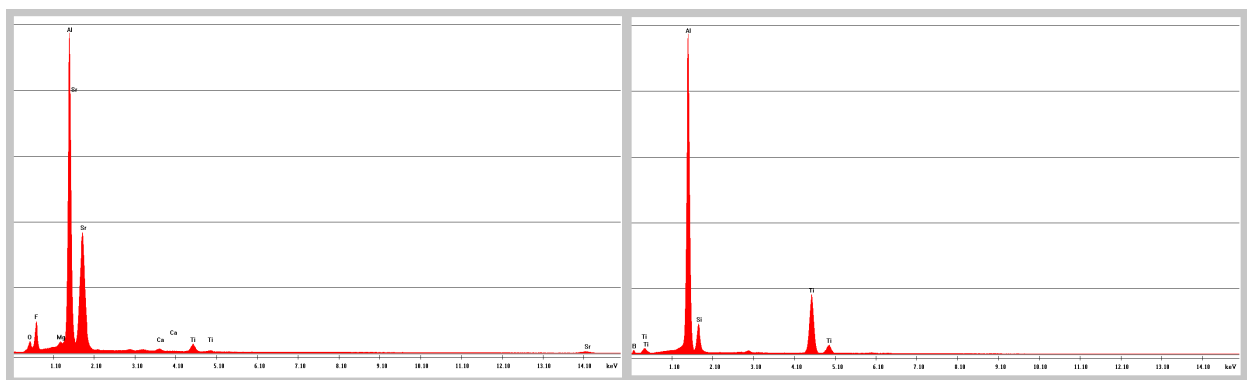


Figura 5.30 – A sinistra, spettro n° 19: composizione chimica della fase molto chiara di figura 5.29. Si notino le tracce di Sr. A destra, spettro n° 20. Oltre ad Al, Si, Mg, O sono presenti Ti e Sr.

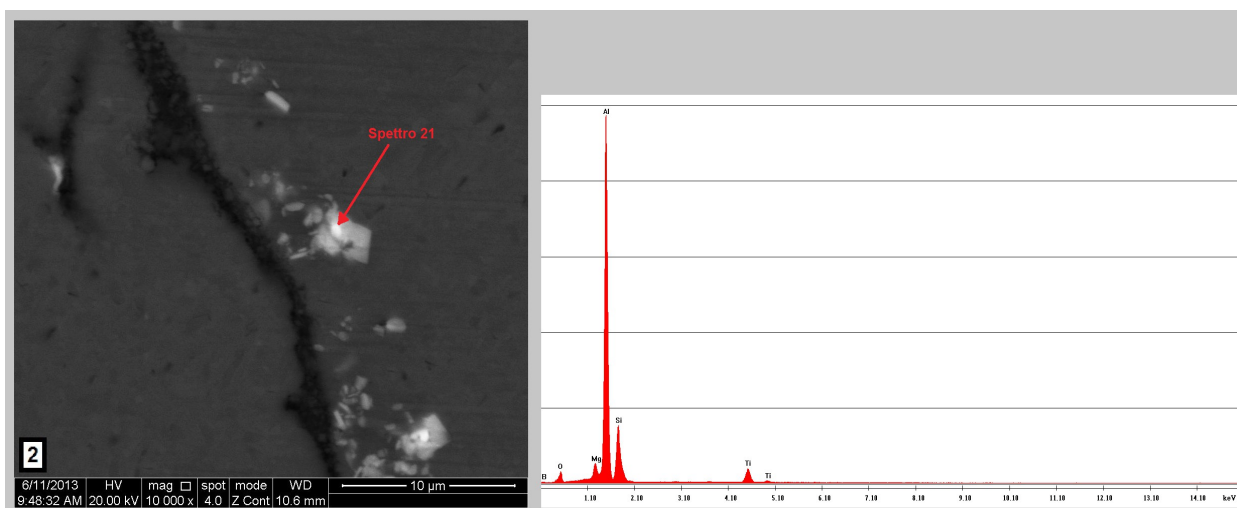


Figura 5.31 – A sinistra, dettaglio della figura 5.28. A destra, lo spettro n° 21 della particella molto chiara dell'immagine evidenzia la presenza di Ti e B.

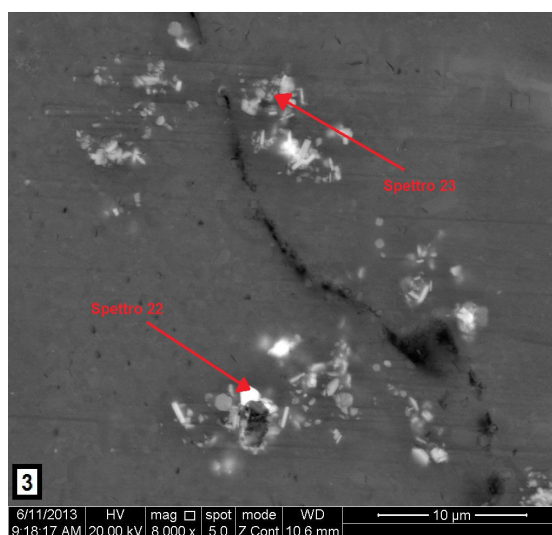


Figura 5.32 – Ingrandimento del difetto in figura 5.28.

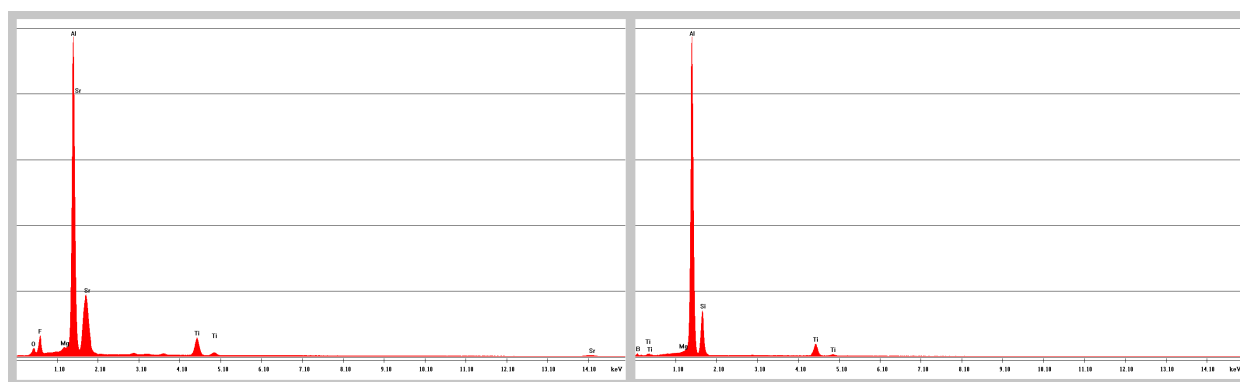


Figura 5.33 – A sinistra, spettro n° 22; a destra, spettro n° 23. Oltre ad Al, Mg, O nel primo caso risalta la presenza di Ti e Sr. Nel secondo spettro, tracce di Ti e B.

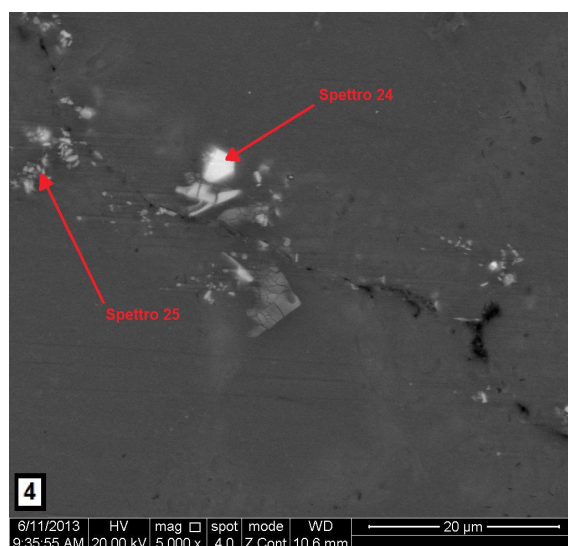


Figura 5.34 – Dettaglio del difetto in figura 5.28.

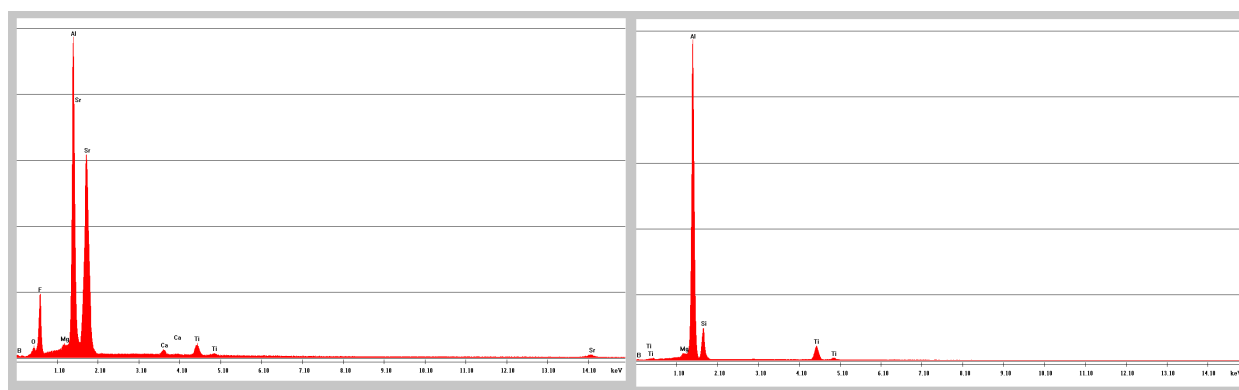


Figura 5.35 – A sinistra, spettro n° 24 con tracce di Ti, Sr, Ca, F. A destra spettro n° 25.

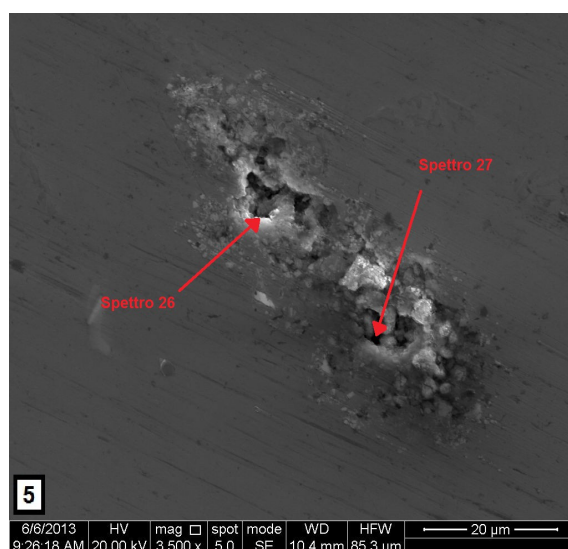


Figura 5.36 – Particolare del difetto di ridotte dimensioni in figura 5.28.

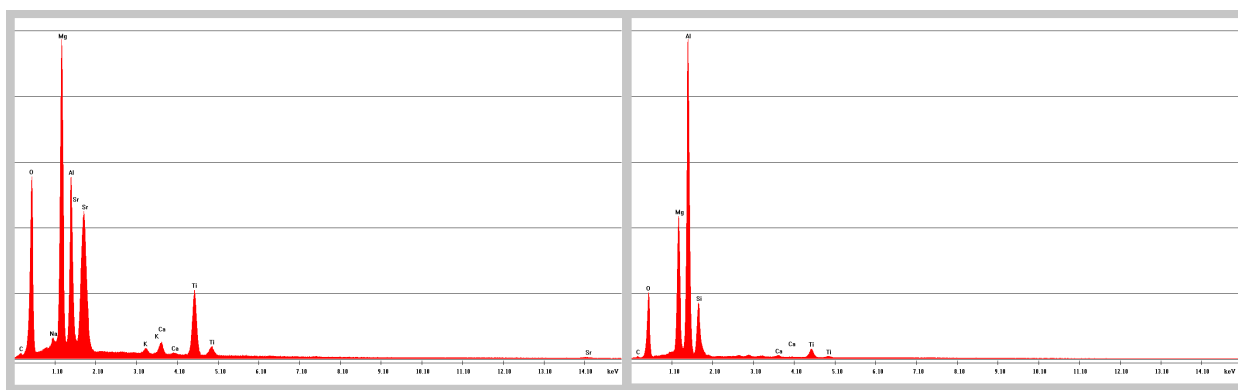


Figura 5.37 – A sinistra, spettro n° 26 (fase molto chiara della figura 5.36). A destra, spettro n° 27 (zona centrale del difetto).

5.2 Analisi della composizione chimica dei getti

Per la valutazione della composizione chimica sono state impiegate le stesse sezioni già sottoposte in precedenza all'analisi microstrutturale e difettologica. Le misurazioni sono state condotte tramite un quantometro, per spettrometria ad emissione ottica. Per ogni sezione l'esame è stato eseguito nelle zone del mozzo, della razza e del canale in modo simile a quanto fatto per determinare il contenuto di porosità. La composizione finale riportata nelle tabelle è stata mediata a partire da tre misurazioni; è stato eseguito il confronto con i limiti indicati dalla norma UNI EN 1706-2010.

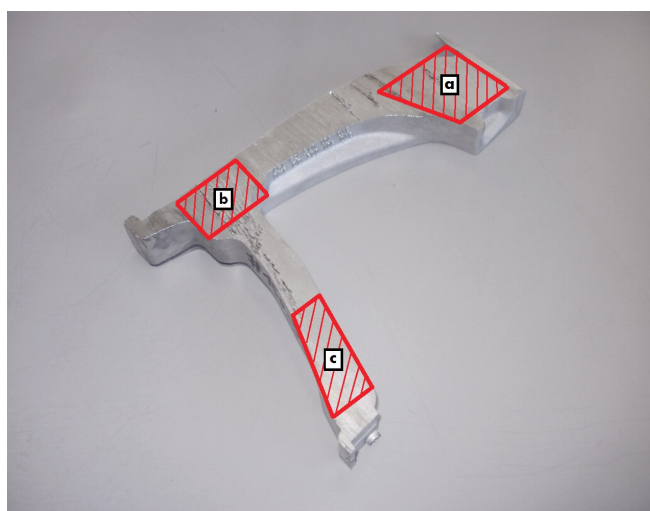


Figura 5.38 – Sezione di un cerchio F. F. con indicate le tre zone sottoposte all'analisi della composizione chimica: a – zona mozzo; b – zona razza; c – zona canale.

Composizione chimica (in % di massa)

Cerchio # 13-91-35, sezioni “A” e “B”:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
<i>a - Zona mozzo</i>														
6,87	0,122	0,0037	0,0069	0,274	0,0123	0,0058	0,0012	0,0006	0,0005	0,119	0,0012	0,0217	0,011	92,5
<i>b - Zona razza</i>														
6,95	0,112	0,0026	0,0069	0,272	0,0106	0,0042	0,0005	0,0006	0,0005	0,121	0,0013	0,0203	0,0106	92,4
<i>c - Zona canale</i>														
6,84	0,105	0,0033	0,0074	0,272	0,099	0,0043	0,0008	0,0006	0,0004	0,125	0,0015	0,0196	0,0109	92,5

Tabella 5.2 – Composizione del cerchio # 13-91-35, sezione “A”.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
<i>a - Zona mozzo</i>														
6,44	0,0942	0,0027	0,0073	0,276	0,0092	0,0044	0,0003	0,0006	0,0004	0,125	0,0011	0,0185	0,0105	92,9
<i>b - Zona razza</i>														
7,45	0,125	0,0037	0,0093	0,288	0,0122	0,0045	0,0003	0,0016	0,0004	0,126	0,0016	0,0221	0,0106	91,9
<i>c - Zona canale</i>														
6,97	0,105	0,0028	0,0076	0,274	0,0095	0,0042	0,0001	0,0006	0,0004	0,126	0,0012	0,0202	0,01	92,4

Tabella 5.3 – Composizione del cerchio # 13-91-35, sezione “B”.

Cerchio # 13-91-34, sezioni “A” e “B”:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
<i>a - Zona mozzo</i>														
6,72	0,0937	0,002	0,007	0,253	0,0067	0,0039	0,0009	0,0006	0,0004	0,122	0,0015	0,0188	0,0099	92,7
<i>b - Zona razza</i>														
7,32	0,113	0,0025	0,0079	0,292	0,0082	0,0048	0,0009	0,0006	0,0004	0,115	0,0013	0,0193	0,0093	92
<i>c - Zona canale</i>														
7,17	0,114	0,0027	0,0078	0,301	0,0084	0,0046	0,0008	0,0006	0,0004	0,118	0,0012	0,0201	0,0098	92,2

Tabella 5.4 – Composizione del cerchio # 13-91-34, sezione “A”.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
<i>a - Zona mozzo</i>														
6,7	0,0991	0,0027	0,0071	0,269	0,0077	0,0042	0,0008	0,0006	0,0004	0,120	0,001	0,0179	0,0098	92,7
<i>b - Zona razza</i>														
6,88	0,105	0,0025	0,0075	0,284	0,0075	0,0043	0,001	0,0006	0,0004	0,116	0,0016	0,0196	0,0095	92,5
<i>c - Zona canale</i>														
6,92	0,0986	0,0026	0,0071	0,255	0,0085	0,0048	0,0009	0,0006	0,0004	0,123	0,0013	0,0194	0,0092	92,5

Tabella 5.5 – Composizione del cerchio # 13-91-34, sezione “B”.

Cerchio # 13-150-1, sezioni “A” e “B”:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
<i>a - Zona mozzo</i>														
6,42	0,107	0,0033	0,0086	0,278	0,0102	0,0044	0,0016	0,0006	0,0004	0,121	0,0023	0,0182	0,0044	92,9
<i>b - Zona razza</i>														
6,65	0,0964	0,0031	0,0079	0,266	0,0094	0,004	0,0011	0,0006	0,0004	0,114	0,0017	0,0186	0,0096	92,7
<i>c - Zona canale</i>														
7,02	0,112	0,003	0,0085	0,28	0,0105	0,0043	0,0013	0,0006	0,0004	0,110	0,0024	0,02	0,0087	92,3

Tabella 5.6 – Composizione del cerchio # 13-150-1, sezione “A”.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
<i>a - Zona mozzo</i>														
6,64	0,0993	0,0028	0,0083	0,275	0,0088	0,0045	0,0009	0,0006	0,0005	0,118	0,0016	0,0195	0,0083	92,7
<i>b - Zona razza</i>														
6,92	0,0977	0,0030	0,0089	0,264	0,0101	0,0051	0,0008	0,0006	0,0005	0,122	0,0018	0,0184	0,0094	92,5
<i>c - Zona canale</i>														
6,80	0,104	0,0029	0,0075	0,283	0,0076	0,0042	0,0014	0,0005	0,0004	0,113	0,0016	0,0198	0,0086	92,5

Tabella 5.7 – Composizione del cerchio # 13-150-1, sezione “B”.

Cerchio # 13-150-2, sezione “A”:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
<i>a - Zona mozzo</i>														
7,34	0,102	0,0026	0,0081	0,273	0,01	0,0053	0,0011	0,0005	0,0004	0,123	0,0025	0,187	0,009	92,5
<i>b - Zona razza</i>														
7,45	0,0991	0,002	0,0083	0,285	0,0082	0,0058	0,0008	0,0004	0,0004	0,126	0,0018	0,212	0,0012	92,3
<i>c - Zona canale</i>														
6,83	0,116	0,0029	0,0088	0,267	0,0098	0,0042	0,0008	0,0004	0,0004	0,127	0,0023	0,0143	0,008	92,6

Tabella 5.8 – Composizione del cerchio # 13-150-2, sezione “A”.

Cerchio # 13-150-3, sezioni “A” e “B”:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
<i>a - Zona mozzo</i>														
7,21	0,104	0,0032	0,0087	0,284	0,0115	0,0043	0,0016	0,0004	0,0004	0,099	0,002	0,178	0,0091	92,2
<i>b - Zona razza</i>														
7,14	0,115	0,0022	0,0089	0,275	0,0093	0,0042	0,0013	0,0004	0,0004	0,117	0,0026	0,224	0,0084	91,9
<i>c - Zona canale</i>														
6,94	0,111	0,0029	0,0094	0,291	0,0098	0,0039	0,0017	0,0005	0,0004	0,120	0,0024	0,202	0,0083	92,4

Tabella 5.9 – Composizione del cerchio # 13-150-3, sezione “A”.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
<i>a - Zona mozzo</i>														
6,45	0,0093	0,0035	0,0069	0,26	0,0126	0,0044	0,0017	0,0006	0,0003	0,117	0,0015	0,0125	0,0092	92,5
<i>b - Zona razza</i>														
6,98	0,011	0,003	0,0078	0,262	0,0103	0,0049	0,0008	0,0005	0,0003	0,125	0,0022	0,0154	0,0096	92,5
<i>c - Zona canale</i>														
7,01	0,107	0,0034	0,0079	0,26	0,108	0,0048	0,0005	0,0005	0,0003	0,122	0,0023	0,0161	0,0103	92,3

Tabella 5.10 – Composizione del cerchio # 13-150-3, sezione “B”.

Cerchio # 13-150-4, sezione “A”:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
<i>a - Zona mozzo</i>														
6,84	0,132	0,0027	0,0079	0,278	0,0116	0,0039	0,0009	0,0006	0,0003	0,123	0,0021	0,0183	0,0085	92,6
<i>b - Zona razza</i>														
7,05	0,110	0,0035	0,0088	0,289	0,0103	0,0047	0,0032	0,0006	0,0005	0,138	0,0025	0,0197	0,0102	92,3
<i>c - Zona canale</i>														
6,96	0,117	0,0031	0,0071	0,302	0,0093	0,0042	0,0037	0,0006	0,0005	0,126	0,0023	0,0179	0,0107	91,9

Tabella 5.11 – Composizione del cerchio # 13-150-4, sezione “A”.

Cerchio # 13-150-5, sezione “A”:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	B	Sr	V	Al
<i>a - Zona mozzo</i>														
7,2	0,112	0,0029	0,0092	0,261	0,0098	0,0044	0,0007	0,0006	0,0004	0,121	0,0011	0,0177	0,0101	92,4
<i>b - Zona razza</i>														
7,32	0,118	0,0031	0,0063	0,27	0,0089	0,0042	0,0012	0,0006	0,0004	0,122	0,0013	0,0156	0,106	92,2
<i>c - Zona canale</i>														
6,98	0,11	0,0038	0,0085	0,293	0,102	0,0043	0,0006	0,0004	0,0004	0,114	0,0018	0,0153	0,0098	92

Tabella 5.12 – Composizione del cerchio # 13-150-5, sezione “A”.

Sono stati valutati aspetti quali il ripetersi, nelle medesime zone di più cerchi, di eventuali elevate percentuali riferite ad elementi presenti in lega, oltre che la presenza di possibili correlazioni tra elevati quantitativi di elementi in grado di reagire con l'ossigeno per formare ossido e la presenza nella stessa porzione di sezioni di numerosi difetti.

La composizione chimica è risultata essere complessivamente molto ripetibile tra cerchi differenti, anche colati con alluminio proveniente da fornitori e forni fusori diversi. La bontà della lega era già risaltata osservando le composizioni ottenute dai campioni prelevati dai forni, ed il confronto

proprio tra la composizione di tali provini e quella dei getti ha fatto emergere differenze minime. Tra le diverse zone dello stesso getto si sono riscontrate variazioni massime di circa mezzo punto percentuale riguardo il contenuto di silicio. Tale elemento è spesso risultato essere più abbondante nella razza, dove la microstruttura possiede bande di eutettico tipiche delle zone “calde” che servono per il continuo afflusso della lega la quale deve alimentare i ritiri nei bordi e nel canale. In particolare è evidente il contenuto di silicio più elevato in zona razza nei cerchi # 13-91-35, sezione “B”, e # 13-91-34, sezione “A”. Gli altri elementi presentano percentuali in massa molto simili nelle diverse zone sottoposte all'esame, e sempre all'interno delle forchette concesse dalla norma di riferimento UNI EN 1706-2010. Il ferro, l'inquinante presente in maggiore quantità, è ugualmente all'interno del limite massimo della norma e presenta variazioni limitate; l'escursione massima registrata nella singola sezione si attesta allo 0,02%. L'analisi condotta al SEM ha evidenziato in numerosi casi la presenza di particelle di Ti, B e Sr nelle vicinanze dei difetti. E' stata verificata dunque la variazione percentuale dei quantitativi di tali elementi, allo scopo di individuarne valori anomali o picchi eccessivamente elevati. Tuttavia i contenuti sono sempre simili; il Ti è compreso tra il 0,099% e il 0,138%; il B tra il 0,001% e il 0,0026%, mentre lo Sr varia complessivamente tra il 0,0125% e il 0,0224%. Tali valori sono teoricamente sufficienti a garantire l'affinamento del grano e la modifica del silicio eutettico; in particolare gli aghi di silicio in lega appaiono in ogni caso ben modificati o leggermente sovramodificati. Non è però da escludere che in zone dei getti interessate da un contenuto particolarmente elevato di difetti, l'accumulo di Ti, B e Sr in prossimità di questi possa causare problemi alla morfologia della lega.

Conclusioni

L'analisi sperimentale condotta sui getti in lega EN AC – 42100 (Al Si 7 Mg 0,3) ha consentito di raggiungere gli obiettivi definiti all'inizio del periodo di tirocinio aziendale. Avendo a disposizione più cerchi realizzati industrialmente tramite colata in bassa pressione è stato possibile indagare gli effetti delle variabili di processo sulla qualità metallurgica, accompagnando le osservazioni con dati che potranno essere di supporto alla produzione. Sicuramente lo svolgimento delle prove e degli esami illustrati su un maggior numero di modelli di cerchio, con l'aggiunta di simulazioni al calcolatore, garantirebbe in futuro una comprensione ancora maggiore delle problematiche difettologiche. Si riassumono di seguito i principali risultati evidenziati dal lavoro:

- E' stato investigato l'effetto delle principali variabili del processo produttivo sulla formazione di difetti. Il convogliatore di flusso ha permesso di diminuire lievemente il contenuto di porosità e cavità all'interno dei getti, garantendo un'alimentazione migliore; d'altra parte ha causato un incremento attestabile su un ordine di grandezza dei film d'ossido presenti in lega rispetto al filtro a maglia metallica. Lo stesso effetto, relativamente all'incremento dei film, è stato provocato dal raddoppio della velocità di riempimento dello stampo. I getti colati con il convogliatore hanno esibito proprietà meccaniche medie inferiori e piuttosto variabili da getto a getto, mentre i cerchi colati con velocità elevata possiedono una resistenza sensibilmente più elevata. La geometria del cerchio è comunque altrettanto importante nella definizione del contenuto difettologico. Proprio perché molti aspetti del processo, quali la temperatura e la pulizia della lega, la temperatura dello stampo, l'entità dei raffreddamenti forzati della forma, la tipologia del forno, l'effettuazione della scorifica, i parametri dell'operazione di degasaggio, influiscono sulla formazione e sul contenuto finale di ossidi non risulta possibile individuare aspetti in comune riguardo la loro disposizione in getti diversi; questo al di là di un accumulo preferenziale ai bordi in zona razza e canale, e in prossimità di forti variazioni di sezione nel percorso seguito dalla lega in fase di riempimento, evidenziati dalle mappature.
- Lo studio della morfologia dei film d'ossido ha permesso di comprendere meglio le cause della loro formazione. La lunghezza e lo spessore medi sono risultati essere simili in tutti i getti; per i cerchi colati con convogliatore di flusso vi è un lieve incremento di spessore. I film si formano principalmente a causa del moto superficiale irregolare e turbolento durante il trasporto della lega in siviera, il versamento in forno e il riempimento dello stampo. I cerchi colati con velocità elevata hanno esibito una prevalenza di ossidi dallo spessore estremamente ridotto formati in fase di riempimento mentre i getti prodotti con il

convogliatore possiedono al loro interno elevate quantità di difetti associabili per la formazione a momenti precedenti la colata. Questi ultimi in particolare dimostrano l'inadeguatezza del convogliatore di flusso nel garantire una lega di alta qualità poichè i film d'ossido favoriscono successivamente la nascita di ulteriori difetti quali le cavità da mancata alimentazione.

- Le proprietà meccaniche statiche della lega EN AC – 42100 (Al Si 7 Mg 0,3) dipendono dalla microstruttura del materiale, nello specifico dalla spaziatura tra le dendriti direttamente collegata al tempo di solidificazione, e dal contenuto locale di difetti. La microstruttura impone una variazione di tali proprietà a seconda della zona di estrazione; i campioni privi di difetti presentano caratteristiche di resistenza migliori in prossimità dei bordi e più basse nelle razze. La variazione in funzione del contenuto difettologico risponde ad una legge lineare nel caso della tensione massima e ad una legge di potenza nel caso dell'allungamento a rottura. I difetti causano quindi variazioni a livello locale delle proprietà secondo le loro dimensioni.
- Le analisi svolte al SEM su una serie di film d'ossido con diverse caratteristiche morfologiche, rappresentanti al meglio l'intera popolazione di difetti individuati durante le analisi al microscopio ottico, hanno fornito una composizione chimica simile nei differenti casi e compatibile con la lega. Gli esami hanno inoltre mostrato la costante presenza di particelle e fasi di elementi modificanti e affinanti non ben disciolte in prossimità dei film.
- L'analisi chimica dei getti ha avallato la bontà della composizione. Le percentuali degli elementi chimici rientrano sempre nelle forchette indicate dalla norma UNI EN 1706-2010 e la differenza tra i singoli getti è minima.

In merito alle conclusioni riportate nei primi due punti si sono tracciati alcuni ipotetici miglioramenti che potrebbero, se applicati, garantire un miglioramento della qualità della lega e diminuire gli scarti realizzati in fonderia. Le due principali variabili esaminate sono la tipologia di filtraggio e la velocità di riempimento, da parte della lega, dello stampo. Il filtro a maglia metallica rappresenta la soluzione migliore per minimizzare il contenuto di film d'ossido nei getti. Ciò è stato confermato da tutti i cerchi in cui si è esaminato il volume di ossidi. Tuttavia, viste le problematiche connesse al filtro a maglia metallica, il quale inquina con elevate percentuali di ferro la materozza rappresentando allo stesso tempo un costo elevato per l'azienda, per migliorare la qualità del metallo si potrebbe adottare un convogliatore con magliatura più fitta dell'attuale oppure un secondo filtro ceramico più sottile rispetto a quello posto all'estremità inferiore del tubo di alimentazione. In questo modo si migliorerebbe il filtraggio, rispetto a quello realizzato a mezzo dell'attuale convogliatore, evitando di limitare eccessivamente la corretta alimentazione. Un altro metodo per

diminuire la quantità di film d'ossido presenti nei getti potrebbe essere la ripetizione della campionatura relativa ai codici che realizzano le percentuali più elevate di scarti; l'individuazione di un'eventuale velocità di riempimento stampo minore, tale da non favorire allo stesso tempo la formazione di cavità di dimensioni elevate, garantirebbe la migliore qualità della lega. In alcuni dei getti analizzati la turbolenza superficiale in cavità stampo si è dimostrata la maggiore causa di formazione di film d'ossido e l'ultimo accorgimento proposto punta a limitare tale problematica. La parziale modifica del sistema di filtraggio vuole invece essere un possibile rimedio nell'impedire l'ingresso allo stampo agli ossidi formati in momenti precedenti.

I cerchi colati con il convogliatore di flusso hanno messo in mostra una maggioranza di film d'ossido creati, dato il loro spessore elevato, in precedenza alla colata per effetto della turbolenza superficiale della lega liquida durante il trasporto in siviera e il versamento nel forno di bassa pressione. Per ridurre la presenza di questi difetti si propone di effettuare la movimentazione del metallo a mezzo di canaline e tubazioni riscaldate da resistenze elettriche, le quali partendo dai forni fusori potrebbero prevedere il passaggio “intermedio” in serbatoi dove eseguire il degasaggio e depositare quindi la lega nei forni delle macchine per la colata.



Figura 5.39 – Una possibile alternativa al trasporto della lega liquida in siviera: tramite canaline riscaldate, il metallo viene condotto nei forni delle macchine di bassa pressione. La ridotta velocità di deflusso impedisce fenomeni di “splash”, nonché l'introduzione nel bagno di lega di elevati quantitativi d'ossido. Si noti l'altezza di versamento in uscita limitata.

Tali canaline andrebbero poste in opera in modo da realizzare una leggera pendenza così da consentire il regolare deflusso del metallo; in alternativa potrebbe essere previsto uno sviluppo “a soffitto”, con la lega movimentata da un sistema a pressione. In questo modo i tempi di

attraversamento della lega liquida verrebbero standardizzati; la temperatura della lega non subirebbe variazioni impreviste e i forni di bassa pressione a loro volta avrebbero una fornitura sempre alla medesima temperatura e di buona qualità. Inoltre l'utilizzo di canaline riscaldate, a sezione circolare e senza cambi improvvisi di sezione e direzione, consentirebbe di rivedere il sistema di riscaldamento con resistenze dei forni a bacino. Tali resistenze attualmente riscaldano lo strato superficiale d'ossido del bagno di lega contribuendo al suo inspessimento. Data la complessità logistica e il costo elevato di questa soluzione, l'alternativa può essere rappresentata dall'utilizzo di siviere meno capienti rispetto alle attuali per il trasporto della lega. Questo consentirebbe di diminuire il quantitativo di film intrappolato in seguito al verificarsi di fenomeni di turbolenza superficiale. Si potrebbe inoltre effettuare il travaso nei forni di bassa pressione dotando le siviere di un foro a metà dell'altezza nel quale innestare un collettore in modo da realizzare l'operazione in condizioni di fronte d'avanzamento lento e regolare, evitando travasi e altezze di versamento eccessive. La minimizzazione della turbolenza superficiale e del fenomeno noto come “splash” garantirebbero la presenza di meno ossidi all'interno della lega. Le minori dimensioni delle siviere consentirebbero di alimentare solo pochi forni per volta; i frequenti rabbocchi con una quantità limitata di lega delle macchine di bassa pressione, in accordo con le metodologie di lavoro in fonderia, concorrono nel garantire la più elevata qualità della lega da colare.

Gli stessi accorgimenti sono in parte adottabili anche per i forni fusori. Lo spillaggio della lega nelle siviere potrebbe essere reso più regolare accompagnando il metallo tramite scivoli con un'inclinazione limitata. Le operazioni di carica dei lingotti e di aggiunta delle bacchette di affinante e modificante potrebbero essere condotte evitando l'introduzione nel bagno di lega di “blocchi” concentrati, ma suddividendo il materiale su una porzione elevata del pelo libero. Questo dovrebbe consentire il completo scioglimento delle aggiunte e minimizzare le inclusioni gassose. Potrebbe essere prevista inoltre la pulizia ed essiccazione, oltre che degli sfridi di lavorazione, anche delle ruote scartate. La limitazione del contenuto di film d'ossido sin dalla fase iniziale del processo produttivo permetterebbe di ridurre la formazione di scoria sulle pareti dei forni e delle siviere, con una maggiore durata delle attrezzature. La contemporanea adozione di siviere dalla capacità limitata, impiegate per il versamento solo a mezzo di appositi canali innestati a metà circa dell'altezza, garantirebbe una certa riduzione del quantitativo di film d'ossido intrappolato in lega. Il maggior costo delle attrezzature e metodologie proposte va confrontato con la riduzione dei difetti in lega, i quali sono direttamente correlati agli scarti e alla diminuzione delle caratteristiche meccaniche del prodotto finito.

