

Alma Mater Studiorum – Università di Bologna

DOTTORATO DI RICERCA IN

Meccanica e Scienze Avanzate dell'Ingegneria

Ciclo XXXII

Settore Concorsuale di afferenza: 09/A3

Settore Scientifico disciplinare: ING-IND/21

**OTTIMIZZAZIONE DI MATERIALI E TRATTAMENTI PER COMPONENTI
CRITICI DESTINATI A MOTOCICLETTE DA COMPETIZIONE**

Presentata da

Dott. Simone Messieri

Coordinatore Dottorato
Prof. Marco Carricato

Supervisore

Prof.ssa Lorella Ceschini

Co-Supervisor

Prof. Alessandro Morri

Ing. Andrea Morri

Esame finale anno 2020

Riassunto

Gli elevati target prestazionali richiesti oggi nei motoveicoli impongono l'impiego di materiali ad alto rapporto resistenza/peso. Questo ha spinto i progettisti a utilizzare, in funzione dell'applicazione, sia leghe di alluminio sia acciai di ultima generazione ad alte prestazioni.

Le leghe di alluminio, ad esempio, vengono ampiamente utilizzate per la realizzazione di parti aventi geometria complessa come teste o basamenti motore ottenuti attraverso processi fusori. Purtroppo le tradizionali leghe ternarie Al-Si-Mg sono sempre meno adeguate alla produzione di tali componenti che sono spesso esposti a temperature prossime o superiori ai 200°C. A questo livello di temperatura, infatti, la tendenza all'ingrossamento dei precipitati di rinforzo sviluppatasi durante il trattamento termico determina una sensibile riduzione delle proprietà meccaniche del materiale.

Per poter sfruttare le elevate proprietà specifiche (resistenza e rigidità) e la facilità di colare queste leghe, anche in impieghi in temperatura, è quindi necessario indurre la formazione di precipitati di rinforzo resistenti ai fenomeni di ingrossamento attraverso la messa a punto di opportune composizioni chimiche della lega e, eventualmente, del trattamento termico.

In altre applicazioni, particolarmente critiche, come l'albero motore e l'albero distribuzione di motori ad alte prestazioni, è necessario invece massimizzare la resistenza alle sollecitazioni cicliche del componente anche in presenza d'intagli. Si ricorre, quindi, ad acciai da bonifica con elevate caratteristiche di resistenza alla fatica, sottoposti a cicli di trattamento spesso estremamente complessi e onerosi sia da un punto di vista economico che di tempi.

L'attività svolta durante il dottorato è stata incentrata su due tematiche riguardanti: (i) la modifica della composizione chimica delle classiche leghe di alluminio da fonderia per incrementarne la resistenza e stabilità termica; (ii) lo studio del comportamento a fatica di acciai innovativi alto-resistenziali, allo scopo di valutarne il loro utilizzo per la produzione di alberi motore e distribuzione in sostituzione dei tradizionali acciai utilizzati dopo bonifica e trattamento superficiale di nitrurazione.

La messa a punto di una lega di alluminio da fonderia con elevata resistenza in temperatura ha richiesto, oltre all'individuazione della composizione chimica, l'ottimizzazione del trattamento termico e una completa caratterizzazione meccanica statica a fatica sia a temperatura ambiente sia a 200°C. L'attività ha permesso di sviluppare una lega, ottenuta aggiungendo 1,3% in peso di rame alla classica lega A357 (Al-Si-Mg), che ha mostrato avere proprietà meccaniche superiori a quelle delle tradizionali leghe Al-Si-Mg-Cu quali la A354 e C355 sia a temperatura ambiente che a 200 °C dopo lunga esposizione in temperatura.

Per quanto riguarda gli acciai innovativi, dopo una preliminare analisi di mercato per individuare quali acciai potessero essere oggetto di studio, è stato valutato come migliorarne le prestazioni a fatica, anche in presenza d'intaglio, attraverso la scelta del trattamento termico più opportuno e del processo di pallinatura. I risultati delle caratterizzazioni microstrutturale e meccanica svolte hanno permesso di individuare due acciai (nomi commerciali K890 e ASP2017) ottenuti per metallurgia delle polveri, ad oggi utilizzati solo per la produzione di stampi e/o utensili, in grado di sostituire gli acciai con cui vengono oggi realizzati i componenti, senza la necessità di eseguire il trattamento di nitrurazione.

Parole chiave: Acciai ultra-altoresistenziali, acciai da utensili, metallurgia delle polveri, trattamento termico, nitrurazione, lega Al-Si-Cu-Mg, trazione, fatica, tensioni residue, pallinatura, intaglio, sovrainvecchiamento, alta temperatura, microstruttura, superfici di frattura.

Abstract

The high performance of motorcycles requires the use of materials with a high strength to weight ratio. This has led designers to use both aluminum alloys and latest-generation of high-performance steels, depending on the application.

Aluminum alloys, for example, are widely used for the production of parts with complex geometry, such as heads or crankcase, by means of casting processes. Unfortunately, the traditional ternary Al-Si-Mg alloys are less and less suitable for the production of these components, which are often exposed to temperatures near or above 200 ° C. At this temperature level, in fact, the coarsening of the hardening precipitates developed during the heat treatment causes a significant reduction in the mechanical properties of the material.

In order to exploit the properties (high specific strength and stiffness) and the castability of these alloys, even in high temperature applications, it is therefore necessary to induce the formation of hardening precipitates stable at high temperature, through the development of appropriate chemical compositions of the alloy and optimized heat treatments.

In other critical applications, such as the crankshaft and the distribution shaft of high-performance engines, it is instead needed to improve the fatigue behavior even in presence of notches. Therefore, steels with high fatigue performance are used, subjected to production cycles that are often complex, expensive and time consuming.

The activity, carried out during the PhD period, was focused on two themes: (i) the modification of the chemical composition of the classic casting aluminum alloys to increase their mechanical properties and thermal stability; (ii) the study of the fatigue behavior of innovative high-strength steels, in order to evaluate their use for the production of crankshafts and distribution replacing the traditional steels used after quenching and tempering and final nitriding treatment.

The development of a casting aluminum alloy with high temperature stability required: (i) the identification of the most appropriate chemical composition; (ii) the optimization of the heat treatment; (iii) a complete mechanical static fatigue characterization both at room temperature and at 200 °C. The activity has allowed to develop an alloy, obtained by adding 1.3% by weight of copper to the classic alloy A357 (Al-Si-Mg), which has shown to have superior mechanical properties respect to the traditional Al-Si-Cu-Mg alloys such as the A354 and C355, both at room temperature and at 200 °C.

With regard to innovative steels, after a preliminary market analysis to identify which innovative steels could replace traditional ones, it was evaluated how to improve their fatigue performance, even in the presence of notches, through the choice of the most appropriate heat treatment and shot peening process parameters. The results of the microstructural and mechanical characterizations allowed to identify two steels (commercial names K890 and ASP2017) obtained by powder metallurgy, currently used only for the production of tools, able to replace the steels currently used, without the need to carry out the nitriding treatment.

Keywords: Ultra-high-strength steels, tool steels, powder metallurgy, heat treatment, nitriding, Al-Si-Cu-Mg, tensile, fatigue, high temperature, residual stresses, shot peening,

INDICE

	Pag.
Introduzione generale	9
PARTE A Ottimizzazione di una testa motore realizzata in lega Al-Si-Cu-Mg ottenuta mediante fusione in bassa pressione	13
Capitolo 1 Leghe AlSiMg e AlSiCuMg da fonderia	14
1.1 Introduzione	14
1.2 Elementi di lega	14
1.3 Solidificazione delle leghe Al-Si-Mg e Al-Si-Cu-Mg	17
1.4 Caratteristiche microstrutturali	18
1.5 Eutettico Al-Si	21
1.6 Composti intermetallici	25
1.7 Principali difetti di solidificazione	30
1.8 Trattamento termico delle leghe Al-Si-Cu-Mg	38
1.8.1 Trattamento di solubilizzazione	39
1.8.2 Tempra	41
1.8.3 Invecchiamento	41
Capitolo 2 Testa motore in applicazioni motoristiche ad elevate prestazioni	45
2.1 Sollecitazioni in esercizio e caratteristiche richieste	46
2.2 Leghe utilizzate per la realizzazione del componente	50
2.3 Studio di processo	51
2.3.1 Confronto SDAS	56
2.3.2 Conclusioni	60
Bibliografia	61
PARTE SPERIMENTALE LEGHE AlSiMg, AlSiCuMg DA FONDERIA	63
Capitolo 3 Correlazione processo microstruttura e proprietà meccaniche di leghe AlSiMg e AlSiCuMg da fonderia	64
3.1 Introduzione	64
3.2 Materiali e metodi	64
3.2.1 Fusione delle barre di partenza	65
3.2.2 Tecnica di solidificazione direzionale	66
3.2.3 Trattamento termico	67
3.2.4 Analisi microstrutturali	68
3.2.5 Analisi termica	69
3.2.6 Caratterizzazione meccanica statica ed a fatica	70
3.2.7 Analisi delle superfici di frattura al SEM	73

Capitolo 4	Analisi e discussioni dei risultati	75
4.1	Analisi microstrutturale	75
4.1.1	Analisi microstrutturali della lega A357+Cu allo stato as-cast	75
4.1.2	Analisi microstrutturale della lega A357+Cu dopo trattamento termico T6	81
4.2	Analisi termica	84
4.2.1	Analisi DSC in fase di riscaldamento	84
4.2.2	Curve di raffreddamento	86
4.2.3	Previsione delle fasi presenti nella lega	87
4.3	Caratterizzazione meccanica	88
4.3.1	Esame di durezza su campioni degradati termicamente	88
4.3.2	Caratterizzazione meccanica statica	91
4.3.3	Confronto tra campioni realizzati in laboratorio e provini estratti dalla testa motore	95
4.3.4	Caratterizzazione a fatica	97
4.3.5	Confronto delle caratteristiche meccaniche	99
4.3.6	Analisi frattografica	101
4.4	Conclusioni	105
	Bibliografia	106
PARTE B Realizzazione di un albero motore/distribuzione di una motocicletta da competizione in acciaio ultra-altoresistenziale		107
Capitolo 5	Albero motore e albero distribuzione in una motocicletta da competizione	108
5.1	Introduzione	108
5.2	Albero distribuzione	109
5.3	Albero motore	113
5.4	Materiali impiegati, processi e trattamenti termici	115
Capitolo 6	Acciai ultra-altoresistenziali da utensili	120
6.1	Introduzione	120
6.2	Microstruttura degli acciai da utensili	120
6.2.1	Carburi degli elementi di lega	122
6.2.2	Inclusioni non metalliche	124
6.3	Processo produttivo	124
6.3.1	Rifusione controllata	124
6.3.2	Metallurgia delle polveri	125
6.4	Fatica negli acciai da utensili	127
6.4.1	Generalità	127
6.4.2	Evidenze frattografiche	130
6.4.3	Effetto dell'intaglio sulla vita a fatica di acciai da utensili	136
6.4.4	Effetto di stati tensionali residui	139

Bibliografia	143
PARTE SPERIMENTALE ACCIAI ULTRA-ALTORESISTENZIALI.....	145
Capitolo 7 _Caratterizzazione meccanica di acciai ultra-altoresistenziali per la realizzazione di alberi a camme e alberi motore.....	146
7.1 Introduzione.....	146
7.2 Composizioni chimiche e processi produttivi.....	146
7.3 Trattamenti termici, termochimici e meccanici.....	147
7.4 Tecniche di analisi impiegate.....	149
Capitolo 8 Risultati e discussione.....	150
8.1 Analisi chimica.....	150
8.2 Caratterizzazione microstrutturale	150
8.2.1 Analisi dell'austenite residua mediante diffrattometria a raggi X.....	151
8.2.2 Analisi microstrutturale in sezione	154
8.2.3 Analisi carburi primari.....	155
9.0 Caratterizzazione meccanica	160
9.1 Esame di durezza.....	160
9.2 Prove di trazione.....	163
9.3 Prove di tenacità alla frattura K_{Ic}.....	166
9.4 Misure delle tensioni residue mediante diffrazione di raggi X su provini di fatica.....	167
9.5 Prove di fatica	171
9.6 Analisi frattografiche	176
9.6.1 Provini non intagliati.....	176
9.6.1.1 K890.....	178
9.6.1.2 ASP2017.....	181
9.6.1.3 GKHW nitruato	183
9.6.1.4 Considerazioni generali.....	187
9.6.2 Provini intagliati	190
9.6.2.1 ASP2017 e K890.....	190
9.6.2.2 GKHW nitruato	192
9.6.3 Provini intagliati pallinati.....	195
9.6.3.1 ASP2017.....	195
9.6.3.2 K890	196
9.6.3.3 GKHW nitruato.....	197
10 Conclusioni.....	199
Bibliografia	200

Introduzione generale

Gli elevati target prestazionali richiesti oggi nei motoveicoli di serie e da competizione, richiedono una continua ricerca e sviluppo nell'ambito dei materiali e dei relativi processi, allo scopo di ottimizzarne le prestazioni. Oltre a questo, le sempre più stringenti normative in merito alle emissioni inquinanti e di CO₂, obbligano i costruttori di motoveicoli a ridurre progressivamente i consumi specifici. [1][2]

Questi fattori impongono l'impiego di materiali ad alto rapporto resistenza/peso ed in grado di mantenere adeguate proprietà anche ad alta temperatura.

Nei componenti con geometrie complesse, quali teste e basamenti motore (elementi cardine per la progettazione di un motore ad alte prestazioni ed efficienza) le leghe di alluminio da fonderia costituiscono la scelta più comunemente utilizzata.

Attualmente, le attività di ricerca su questa categoria di leghe sono sostanzialmente rivolte ad un continuo incremento della stabilità termica e della resistenza statica e a fatica, sia a temperatura ambiente che ad alta temperatura, mantenendo adeguata colabilità [3][4].

In taluni casi questo binomio non può essere raggiunto solo attraverso modifiche compositive delle leghe, ma è necessario mettere a punto processi fusori atti ad ottenere getti il più possibile esenti da difetti e quindi con microstruttura controllata, soprattutto nelle zone più critiche dal punto di vista degli stress termici e meccanici. Diviene quindi fondamentale riuscire a definire correttamente le relazioni processo-microstruttura-proprietà meccaniche di tali componenti complessi, al fine di prevederne il comportamento meccanico, in funzione dei parametri di processo, di trattamento termico, nonché delle condizioni di esercizio.

In applicazioni molto critiche dal punto di vista delle sollecitazioni meccaniche, come ad esempio l'albero motore e l'albero distribuzione, è necessario massimizzare la resistenza alle sollecitazioni cicliche e diventa quindi indispensabile il ricorso ad acciai con resistenza a fatica superiore a 1000 MPa [1][2][3][4].

Per tali applicazioni la soluzione classica prevede l'utilizzo di acciai da nitrurazione al Cr-Mo-V, che vengono bonificati e quindi sottoposti a cicli di nitrurazione gassosa molto lunghi [5].

Dal punto di vista tecnologico l'utilizzo di trattamenti termochimici di nitrurazione gassosa complica notevolmente il ciclo di produzione del particolare, in quanto per ottenere le profondità di indurimento richieste (>0.5 mm) sono necessari tempi di trattamento molto lunghi (100 h-200 h).

Inoltre, al fine di evitare eventuali distacchi di porzioni particolarmente fragili dalle superfici nitrurate (coltre bianca), è necessario ricorrere a lavorazioni di rettifica post trattamento [6].

L'obiettivo futuro è quello, invece, di impiegare acciai alto-resistenziali, appartenenti alla categoria degli acciai da stampi/utensili. Tale tipologia di acciai potrebbe rappresentare una valida soluzione in quanto caratterizzati da alta durezza ed elevate caratteristiche tensili allo stato bonificato, senza dovere ricorrere a ulteriori trattamenti termochimici di nitrurazione gassosa. Per comprendere però la possibilità di un loro utilizzo in ambito motoristico è necessario eseguirne una completa caratterizzazione meccanica, soprattutto a fatica, attualmente disponibile solo in rari casi [7][8].

Secondo i modelli cautelativi attualmente in uso, il limite di fatica medio a flessione rotante (σ_l) è correlato alla resistenza a trazione R_m secondo le seguenti relazioni :

$$\sigma_l = 0.5 R_m \text{ per acciai aventi } R_m < 1400 \text{ MPa}$$

$$\sigma_l = 0.4 \div 0.45 R_m \text{ per acciai aventi } R_m > 1400 \text{ MPa}$$

In acciai alto-resistenziali il valore del coefficiente (0.4÷0.45) dipende dal livello qualitativo dell'acciaio in termini di tenore inclusionale, che dipende direttamente dal processo produttivo.

In linea generale vale la seguente regola:

- 0.4 per acciai ottenuti da processi siderurgici tradizionali,
- 0.45 per acciai ottenuti mediante metallurgia delle polveri o con processi fusori che prevedono rifusioni multiple (Vacuum Induction Melting, Vacuum Arc Remelted e Electro Slag Remelting).

L'attività di ricerca di questa tesi di dottorato verterà quindi su due macrotematiche: leghe di alluminio da fonderia ad alta resistenza e stabilità termica per teste motore e acciai innovativi alto-resistenziali per alberi motore e distribuzione.

Per quanto riguarda le leghe di alluminio da fonderia, sulla base del background sviluppato da Ducati e dai suoi fornitori, verrà ottimizzato il binomio lega-processo fusorio per l'ottenimento di una testa motore.

Verranno, inoltre, definiti opportuni cicli di trattamento termico, atti a massimizzare le caratteristiche meccaniche dei componenti, tenendo in considerazione anche le tensioni residue che si generano nel componente in seguito al trattamento solubilizzazione e tempra.

In particolare l'attività di sviluppo prodotto si articolerà nelle seguenti fasi:

- Produzione di campioni e getti a cinetica di raffreddamento controllata, ottenuti con processo di colata in bassa pressione, utilizzando varie tipologie di leghe Al-Si-Cu-Mg
- Caratterizzazione microstrutturale, tramite microscopia ottica ed elettronica a scansione SEM presso il laboratorio di metallurgia DIN e/o presso il laboratorio materiali di Ducati Motor Holding
- Caratterizzazione mediante analisi termica DSC presso il laboratorio materiali di Ducati Motor Holding
- Ottimizzazione del trattamento termico presso il laboratorio di metallurgia DIN
- Caratterizzazione meccanica statica e a fatica, sia a temperatura ambiente che ad alta temperatura, presso il laboratorio di metallurgia DIN della lega sottoposta al trattamento termico ottimizzato e con diverse microstrutture
- Definizione della lega più idonea per la produzione di una testa motore
- Messa a punto del processo di colata in bassa pressione per la produzione della testa motore, attraverso la caratterizzazione microstrutturale e meccanica della stessa, valutando anche il ruolo delle tensioni residue

Per quanto riguarda invece gli acciai, verranno effettuate indagini di mercato per reperire quelli che, in base ai dati di resistenza statica ed alla disponibilità, possano sostituire gli acciai attualmente utilizzati per la realizzazione di alberi motore e distribuzione, ed altri componenti critici, quali ad esempio bilancieri di distribuzione.

Su questi verrà eseguita una completa caratterizzazione microstrutturale e meccanica, sia statica che a fatica, al fine di determinarne le correlazioni fra microstruttura e proprietà meccaniche, allo scopo di fornire ai progettisti le maggiori informazioni possibili. Si prevede anche una fase di eventuale ottimizzazione del trattamento termico in funzione dell'applicazione cui l'acciaio sarà dedicato.

L'attività sperimentale nell'ambito degli acciai speciali sarà articolata nelle seguenti fasi:

- Caratterizzazione microstrutturale e frattografica, tramite microscopia ottica (OM) ed elettronica a scansione SEM presso il laboratorio di metallurgia DIN e/o presso il laboratorio materiali di Ducati Motor Holding.
- Ottimizzazione del ciclo di trattamento termico al fine di massimizzare la resistenza a fatica, presso il laboratorio di metallurgia DIN.
- Caratterizzazione meccanica statica, a fatica (su provini con e senza intaglio) e prove di tenacità a frattura, presso il laboratorio di metallurgia DIN.

- Misure di tensioni residue mediante diffrazione di raggi X, presso il laboratorio materiali di Ducati Motor Holding.

I due temi di ricerca proposti sono già stati oggetto di studio preliminare nell'ambito di una storica collaborazione fra il Gruppo di Metallurgia del Dipartimento di Ingegneria Industriale DIN (e Ducati Corse, iniziata nel 2001 e tuttora in corso. Le attività svolte fino ad ora hanno evidenziato grandi potenzialità dei materiali che saranno studiati nell'ambito di questo progetto.

L'obiettivo primario di una moto da competizione è la massimizzazione delle prestazioni, sia in termini di incremento delle potenze specifiche, sia in termini di decremento della massa globale dei componenti motore soggetti a sollecitazioni dinamiche. In particolare, in riferimento a componenti cruciali, come le teste motore, l'innalzamento delle temperature di lavoro obbliga alla ricerca di leghe di alluminio termicamente più stabili in esercizio. Alcuni risultati sono stati già ottenuti dal Gruppo di Metallurgia del DIN, anche in collaborazioni con Ducati e con altre università europee [3][4]. Questo studio mira a definire con maggiore dettaglio l'effetto sulle proprietà meccaniche statiche e cicliche, di un processo alternativo alla colata in sabbia tradizionale (tipicamente adottata nelle competizioni sportive), in grado di garantire un maggior livello di integrità del getto prodotto.

Obiettivo finale è quello di contribuire alla messa a punto del processo di colata in bassa pressione per la produzione di teste motore con leghe Al-Si-Cu-Mg in grado di sopportare i più elevati carichi termici e meccanici attualmente richiesti.

Lo studio sugli acciai da utensili più innovativi ha indicato come l'elevata igiene del processo produttivo, unita alla forte riduzione di segregazioni e all'ottenimento di microstrutture molto fini, possano condurre a limiti di fatica elevatissimi, paragonabili o superiori a quelli ottenibili con processi di nitrurazione profonda. Lo studio di adeguate composizioni chimiche, di idonei trattamenti termici, di eventuali trattamenti di pallinatura controllata, supportato da analisi microstrutturali e test di caratterizzazione meccanica, si propone di valutare l'applicabilità di tali materiali a componenti motore particolarmente sollecitati.

Bibliografia

- [1] W.S. Miller *et al.*, "Recent development in aluminium alloys for the automotive industry," *Mater. Sci. Eng.*, vol. 207, no. 1, pp. 37–49, 2000.
- [2] M. K. Kulekci, "Magnesium and its alloys applications in automotive industry," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2008.
- [3] L. Ceschini, A. Morri, A. Morri, and M. Di Sabatino, "Effect of thermal exposure on the residual hardness and tensile properties of the EN AW-2618A piston alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, pp. 288–297, 2015.
- [4] L. Ceschini, A. Morri, S. Toschi, and S. Seifeddine, "Materials Science & Engineering A Room and high temperature fatigue behaviour of the A354 and C355," *Mater. Sci. Eng. A*, 2016.
- [5] M. Guagliano, A. Ghidini, A. Moridi, S. M. Hassani-Gangaraj, and M. Boniardi, "The effect of nitriding, severe shot peening and their combination on the fatigue behavior and microstructure of a low-alloy steel," *Int. J. Fatigue*, vol. 62, pp. 67–76, 2013.
- [6] D. Girodin, "Deep nitrided 32CrMoV13 steel for aerospace bearings applications," *NTN Tech. Rev.*, 2008.
- [7] F. Meurling, A. Melander, M. Tidesten, and L. Westin, "Influence of carbide and inclusion contents on the fatigue properties of high speed steels and tool steels," *Int. J. Fatigue*, vol. 23, no. 3, pp. 215–224, 2001.
- [8] C. R. Sohar, A. Betzwar-Kotas, C. Gierl, B. Weiss, and H. Danninger, "PM tool steels push the edge in fatigue tests," *Met. Powder Rep.*, vol. 64, no. 2, pp. 12-13,15-17, 2009.

PARTE A

Ottimizzazione di una testa motore realizzata in lega Al-Si-Cu-Mg ottenuta mediante fusione in bassa pressione

L'incremento prestazionale ottenuto in un motore destinato alla categoria MotoGP di questi ultimi 10 anni ha comportato una completa rivisitazione geometrica di alcuni particolari strategici come le teste motore, rendendo necessaria una attività di ottimizzazione del ciclo tecnologico di ottenimento del componente.

Le attività di ricerca su questa categoria di leghe sono sostanzialmente focalizzate ad un continuo incremento della stabilità e della resistenza in temperatura, mantenendo una adeguata colabilità che deve garantire il corretto riempimento di forme geometriche piuttosto complesse.

Tale binomio non può essere raggiunto solo attraverso modifiche compositive delle leghe, ma è necessario mettere a punto processi di colata mirati ad ottenere componenti il più possibile esenti da difetti e con microstruttura controllata, soprattutto nelle zone più critiche dal punto di vista degli stress termici e meccanici.

Diviene quindi fondamentale riuscire a definire correttamente le relazioni processo-microstruttura-proprietà meccaniche di tali componenti aventi geometria complessa, al fine di prevederne il comportamento meccanico, in funzione dei parametri di processo, di trattamento termico, nonché delle condizioni di esercizio.

Leghe AlSiMg e AlSiCuMg da fonderia

1.1 Introduzione

Le leghe Al-Si-Mg sono largamente utilizzate per la realizzazione di particolari motore ottenuti mediante processi fusori, quali teste motore e basamenti. Le caratteristiche principali di questa tipologia di leghe sono la colabilità (capacità di riempire efficacemente una forma), l'elevata resistenza meccanica, l'elevato rapporto resistenza/peso e l'alta conducibilità, che consente un adeguato smaltimento termico.

Le leghe tradizionalmente utilizzate per impieghi termo/meccanici non particolarmente gravosi (temperature di utilizzo comprese nell'intervallo 150÷160°C) sono la AlSi7Mg0.6 (A357) e la AlSi7Mg0.3 (A356), nel caso in cui si rendesse necessario incrementare le caratteristiche meccaniche nell'intervallo di utilizzo compreso tra 200÷250°C è necessario passare a leghe quaternarie del tipo Al-Si-Cu-Mg.

Nella seguente attività di ricerca è stato valutato l'effetto dell'aggiunta di Cu sulla stabilità termica del sistema Al-Si-Mg; le leghe studiate AlSi5Cu1Mg0.4 (C355) e AlSi7Cu1Mg0.5 (A357+Cu) sono state sottoposte a prove di trazione e di fatica a flessione rotante, sia a temperatura ambiente che a temperatura elevata (200° C). Le leghe sono state studiate sia in condizioni di solubilizzazione e invecchiamento artificiale, sia in condizioni di degrado, simulando lo stato fisico del componente a fine vita (41 h a 210° C).

1.2 Elementi di lega

Le leghe Al-Si vengono largamente impiegate per le loro caratteristiche di colabilità; l'aggiunta del silicio, oltre a diminuire la temperatura di fusione delle leghe ipoeutettiche, contribuisce a diminuire la suscettibilità a generare cavità da ritiro, in quanto la fase Si espandendosi durante la solidificazione compensa il ritiro della fase α -Al.

Le leghe Al-Si normalmente impiegate in fonderia hanno un contenuto di Si generalmente compreso fra il 5 e 11%, dal punto di vista microstrutturale tali leghe sono costituite da dendriti di alluminio primario, denominata fase α , circondata dall'eutettico Al-Si. Fig.1.1

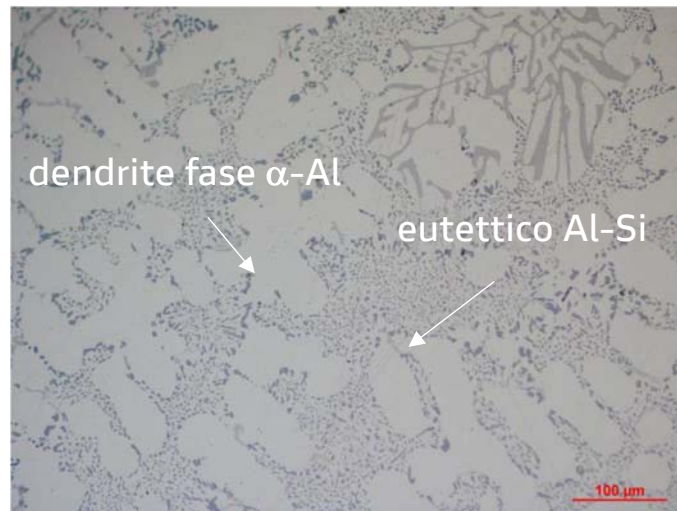


Fig.1.1 Tipica microstruttura di una lega Al-Si

Il Si presente nell'eutettico è molto duro, ciò contribuisce ad incrementare significativamente le caratteristiche di durezza e resistenza all'usura.

Gli elementi comunemente aggiunti alle leghe Al-Si sono il Rame (Cu) e il Magnesio (Mg), tali elementi generando composti intermetallici indurenti (CuAl_2 e Mg_2Si) contribuiscono entrambi ad incrementare la resistenza della lega a seguito del trattamento termico di solubilizzazione-tempra ed invecchiamento artificiale.

Altri elementi chimici vengono aggiunti in percentuali minori al bagno di fusione al fine di migliorare le caratteristiche microstrutturali, tali elementi sono:

- Elementi modificanti come Na e Sr in grado di “sferoidizzare” la tipica morfologia aciculare del Si eutettico; questo si rende necessario per diminuire il forte effetto di intensificazione degli stress indotto dalla morfologia aciculare. Fig.1.2-1.3

In termini di caratteristiche meccaniche una struttura non correttamente modificata ha effetti negativi sulla resistenza a trazione, sull'allungamento a rottura, sulla tenacità e sulla resistenza a fatica.

In un bagno di fusione il quantitativo ottimale di elementi modificanti è $60 \div 120$ ppm per Na e $100 \div 200$ per Sr.

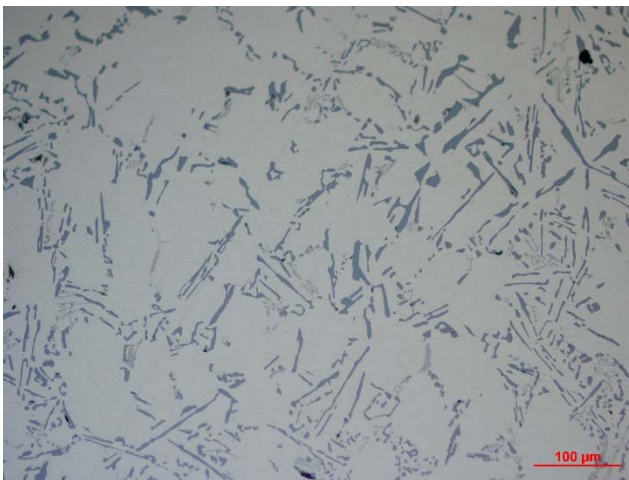


Fig.1.2 Silicio eutettico non modificato

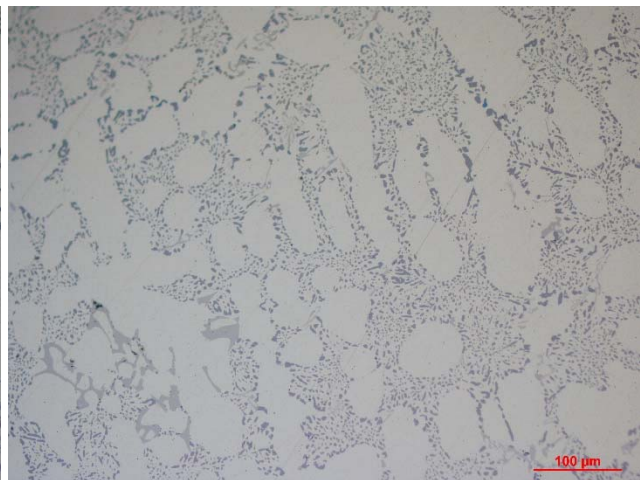


Fig.1.3 Silicio eutettico modificato

- Elementi inoculanti, che aggiunti in forma di leghe madri (Al-Ti; Al-Ti-B) formano composti intermetallici insolubili tipo TiB_2 , $TiAl_3$ e AlB_3 che agendo da siti di nucleazione eterogenea favoriscono la formazione di grani cristallini di dimensioni ridotte. Fig.1.4-1.5

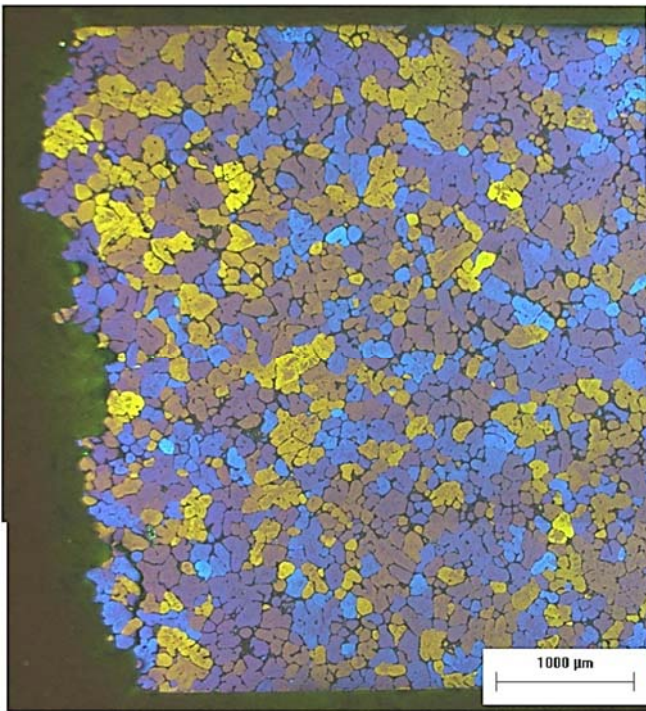


Fig.1.4 Microstruttura a grano fine

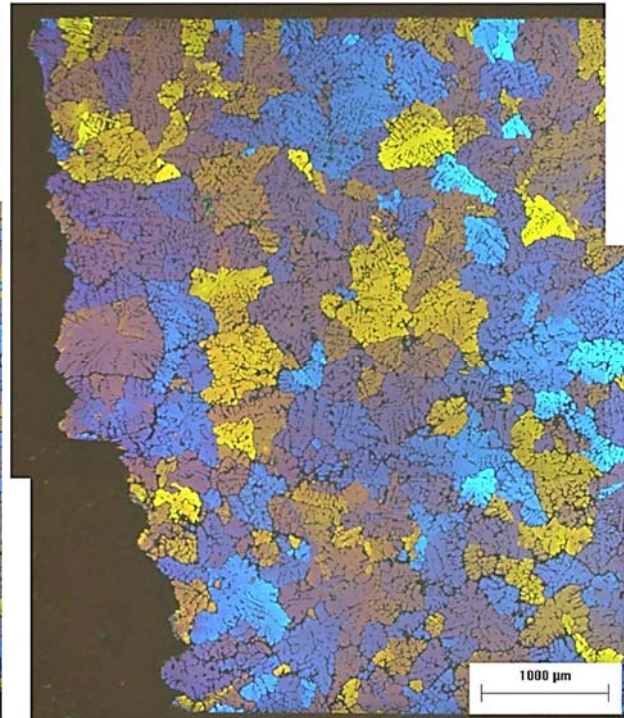


Fig.1.5 Microstruttura a grano grosso

Un altro elemento utilizzato soprattutto nelle leghe ad alto contenuto di Fe (>0.5 %) è il Manganese, tale elemento ha lo scopo di modificare l' indesiderata morfologia aciculare degli intermetallici $\beta-Al_5FeSi$ a base Fe, influenti in maniera negativa sulle caratteristiche meccaniche, in intermetallici $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ di forma più compatta. Fig.1.6

Nelle leghe a basso contenuto di Fe (<0.1%) il manganese non viene aggiunto come elemento funzionale ma è da considerarsi come impurità.

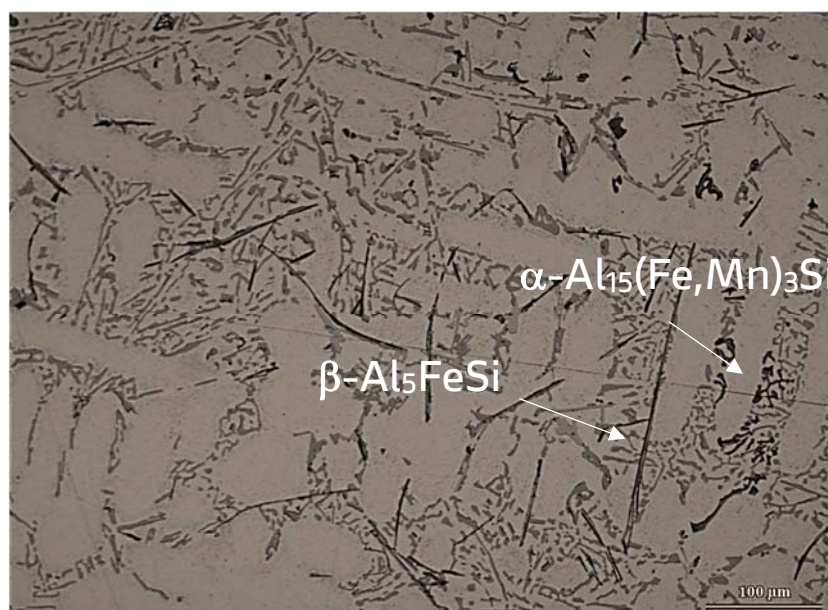


Fig.1.6 Intermetallici $\beta-Al_5FeSi$ e $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$

1.3 Solidificazione delle leghe Al-Si-Mg e Al-Si-Cu-Mg

Per studiare in maniera approfondita la microstruttura delle leghe Al-Si-Mg e Al-Si-Cu-Mg è necessario fare riferimento al diagramma di stato binario Al-Si riportato in Fig.1.7.

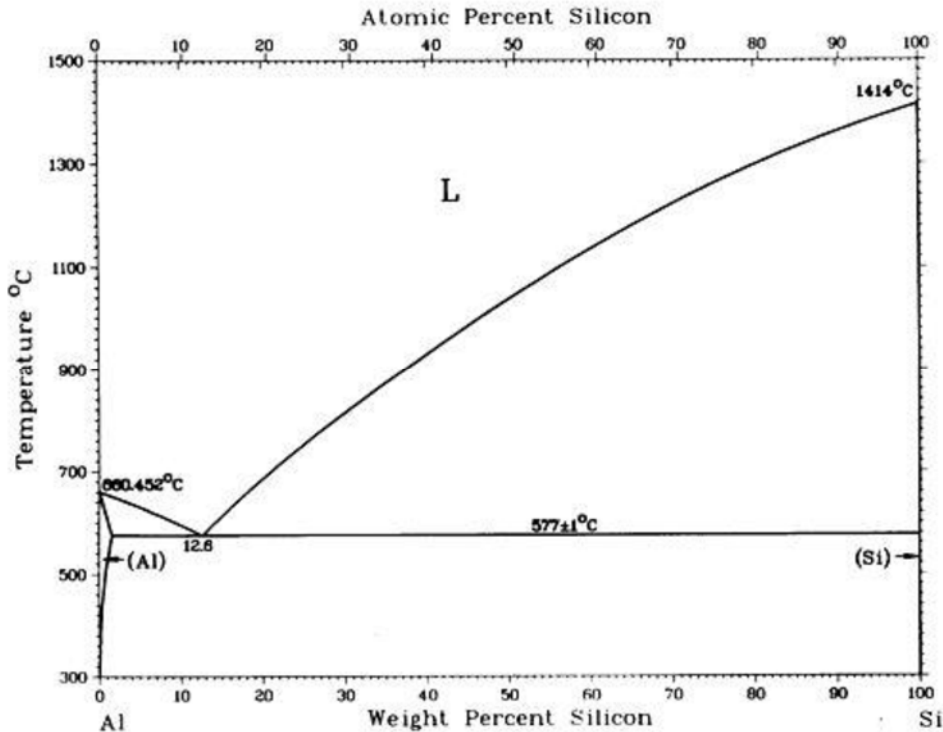


Fig.1.7 Diagramma di stato della lega Al-Si

Dal diagramma si nota chiaramente come gli elementi alluminio e silicio siano completamente miscibili allo stato liquido, mentre la solubilità allo stato solido è piuttosto contenuta a temperatura ambiente. La massima solubilità in fase solida del silicio nell'alluminio (α -Al) risulta pari a 1.65% in peso alla temperatura eutettica di 577°C.

L'alluminio allo stato solido non è solubile nel silicio, per temperature inferiori a quella eutettica il silicio si presenterà sotto forma di Si primario (nelle leghe ipereutettiche) /o come silicio eutettico. Il processo di solidificazione di tale tipologia di leghe risulta essere di tipo dendritico con sviluppo preferenziale in direzione parallela ed ortogonale a quella di asportazione del calore.

Nel caso di una lega ipoeutettica Al-Si-Cu-Mg allo stato liquido, raggiunte le opportune condizioni di sottoraffreddamento, inizierà la nucleazione di germi stabili di fase α -Al poveri in Si; la sequenza di solidificazione, di formazione di intermetallici e dei vari costituenti è descritta di seguito[1][2]:

- Nell'intervallo di temperatura compreso tra 620÷580°C, si ha la formazione della fase α -Al, la fase liquida si arricchisce gradualmente degli elementi Si, Cu e Mg. Le temperature esatte dipendono dalle varie percentuali di elementi di lega.
- Tra 570÷560°C si ha la formazione dell'eutettico costituito da α -Al e da Si, la fase liquida residua risulta essere ancora più ricca in rame ed altri elementi di lega. L'eventuale presenza di ferro dà luogo alla formazione di intermetallici a base ferro tipo α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂.
- A circa 550÷540°C se la lega liquida ha un contenuto di Mg superiore allo 0.5%, la fase Mg₂Si precipita insieme alla fase π -Al₈Mg₃FeSi₆.
- Nell'intervallo compreso tra 530 ÷ 490 °C, la fase interdendritica costituita da Al₂Cu (contenente circa il 40% in peso di Cu) si forma contestualmente all'intermetallico β -Al₅FeSi.

- A circa 507 °C, si ha la formazione di una fase eutettica costituita da α -Al-Al₂Cu fine (contenente circa il 24% in peso di Cu). In presenza di oltre lo 0,5% in peso di Mg, la fase Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆ si forma anche a questa temperatura con una struttura eutettica molto fine.

1.4 Caratteristiche microstrutturali

La caratteristica microstrutturale di maggior influenza sulle proprietà meccaniche statiche e a fatica di una lega da fonderia del tipo Al-Si è lo SDAS (Secondary Dendritic Arm Spacing), ovvero la distanza tra i rami dendritici secondari; in Fig.1.8 è stata riportata una rappresentazione tridimensionale e bidimensionale di un accrescimento dendritico con la rappresentazione schematica dello SDAS.

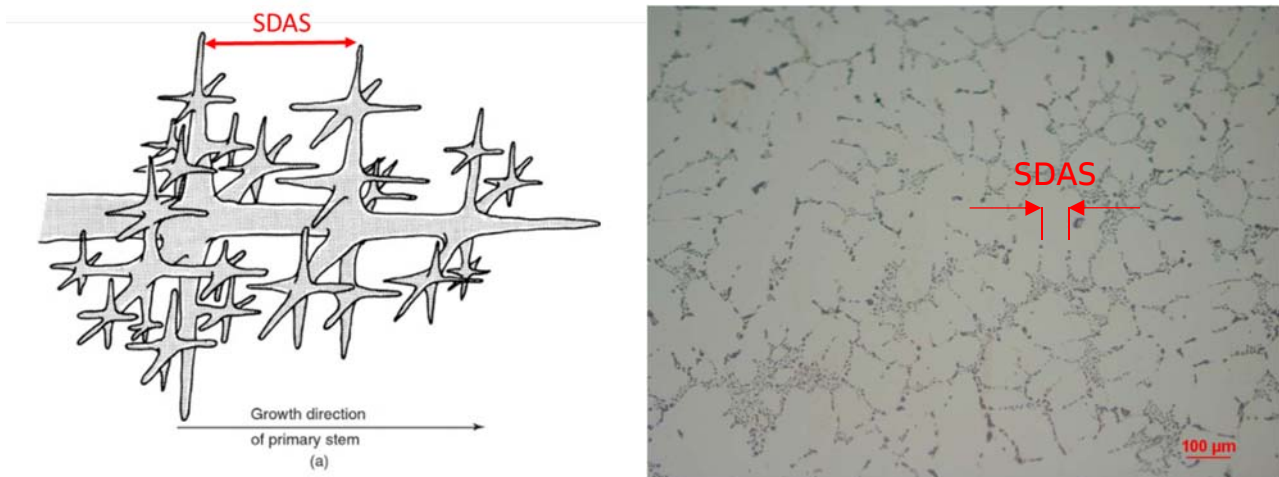


Fig.1.8 Rappresentazione tridimensionale e bidimensionale dello SDAS

In letteratura, analogamente allo SDAS, viene considerato il parametro DAS → distanza tra i bracci primari delle dendriti o la dimensione delle celle dendritiche.[3][4]

Le dimensioni medie dello SDAS condizionano le caratteristiche meccaniche, sia statiche che a fatica delle leghe.

Il parametro determinante per lo SDAS è la cinetica di raffreddamento durante la fase di solidificazione: maggiore è la velocità di raffreddamento, minore è il valore di SDAS; la legge che lega SDAS e velocità di raffreddamento è la seguente:

$$\text{SDAS(DAS)} = k t_s^m$$

Dove t_s rappresenta il tempo di solidificazione, mentre k e m sono costanti dipendenti dal materiale. [5]

Dal punto di vista pratico una maggior velocità di raffreddamento, ovvero un ridotto tempo di solidificazione, limitando l'accrescimento delle strutture dendritiche, porta ad una diminuzione dello SDAS.[6][7][5]

Nel grafico di Fig.1.9 sono rappresentati gli andamenti grafici SDAS vs t_s di alcune leghe da fonderia.

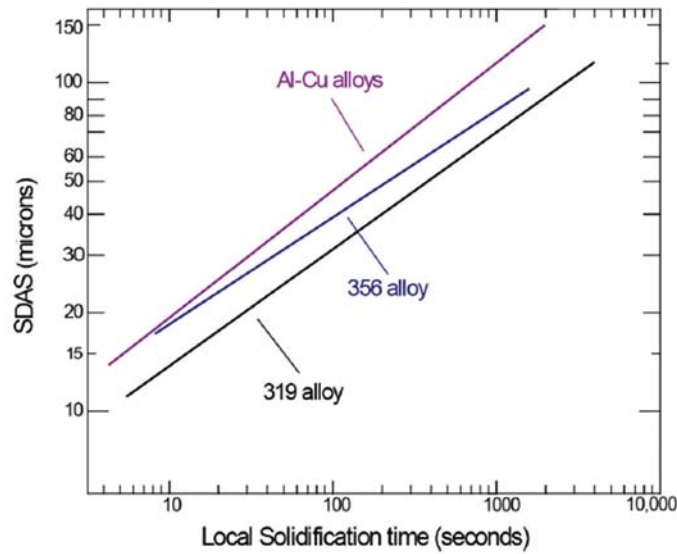


Fig.1.9 Correlazione tra SDAS e t_s in alcune leghe da fonderia [8]

La correlazione tra SDAS e caratteristiche meccaniche è riportata in fig.1.10 dalla quale si deduce come la riduzione dello SDAS comporti un incremento di tensione di rottura e allungamento percentuale a rottura.[4][9][7][10]

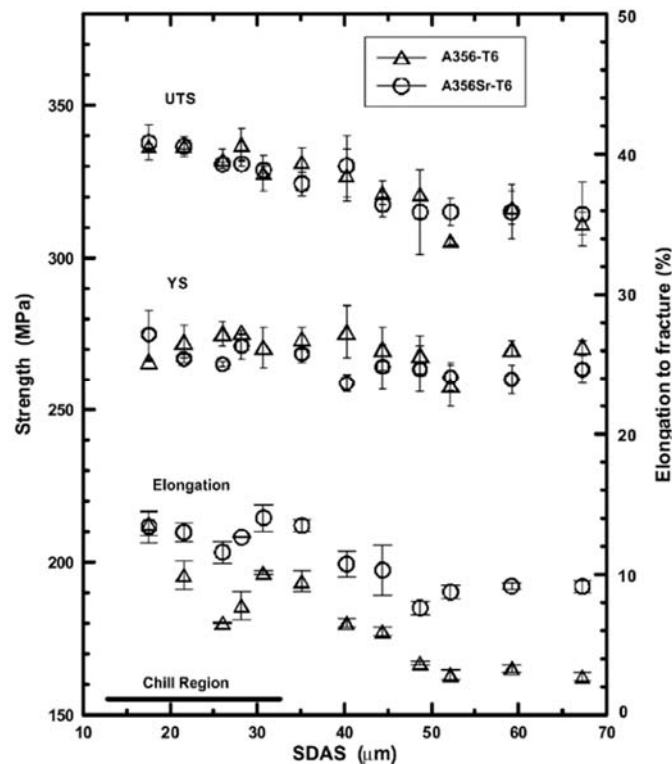


Fig.1.10 Relazione tra SDAS e caratteristiche tensili di una lega di Al da fonderia [5]

Lo SDAS è un parametro determinante anche per la resistenza alla fatica; in Fig.1.11 è stata riportata la relazione tra SDAS e vita a fatica riferita a provini esenti da difetti per leghe da fonderia AlSiMg (A356/A357) Anche in questo caso, a valori di SDAS basso corrispondono valori di resistenza alla fatica elevati.Fig.1.11

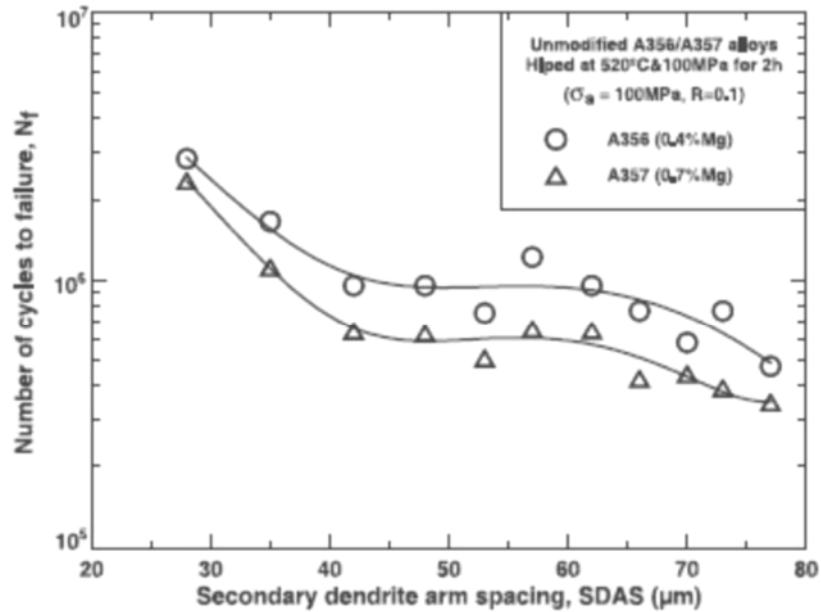


Fig.1.11 Relazione tra SDAS e resistenza a fatica per le leghe A356/A357 da fonderia [9]

Il parametro SDAS dipende da diversi fattori, quali: velocità di solidificazione, composizione chimica, presenza di ossidi e particelle di seconde fasi o inclusioni di gas.

Il legame tra SDAS, tempo di solidificazione e composizione chimica è espressa dalle seguenti relazioni:

$$SDAS = 14,15 C_{Mg}^{-0,108} C_{Si}^{-0,125} t_f^{0,302}$$

$$SDAS = 65,21 C_{Mg}^{-0,235} C_{Si}^{-0,104} T_L^{0,22}$$

dove C_{Mg} e C_{Si} costituiscono le composizioni chimiche percentuali del magnesio e del silicio contenuti rispettivamente nella lega, mentre t_f rappresenta il tempo di solidificazione e T_L la velocità di raffreddamento.

Oltre allo SDAS, un altro parametro microstrutturale inerente sempre alla fase α è rappresentato dal grano cristallino, il grano cristallino è costituito dall'insieme delle dendriti originatesi da uno stesso centro di nucleazione ed aventi stessa orientazione cristallografica del reticolo di fase α -Al (Fig.1.12). Il punto di incontro tra diverse dendriti è rappresentato dal bordo grano, nelle leghe da fusione le dimensioni del grano non influenzano in maniera determinante le caratteristiche meccaniche, come invece avviene per le leghe da deformazione plastica.

La relazione di Petch-Hall mette in relazione la tensione di snervamento (YS) alla dimensione media del grano (d), mediante la relazione:

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

dove a e b sono costanti del materiale.

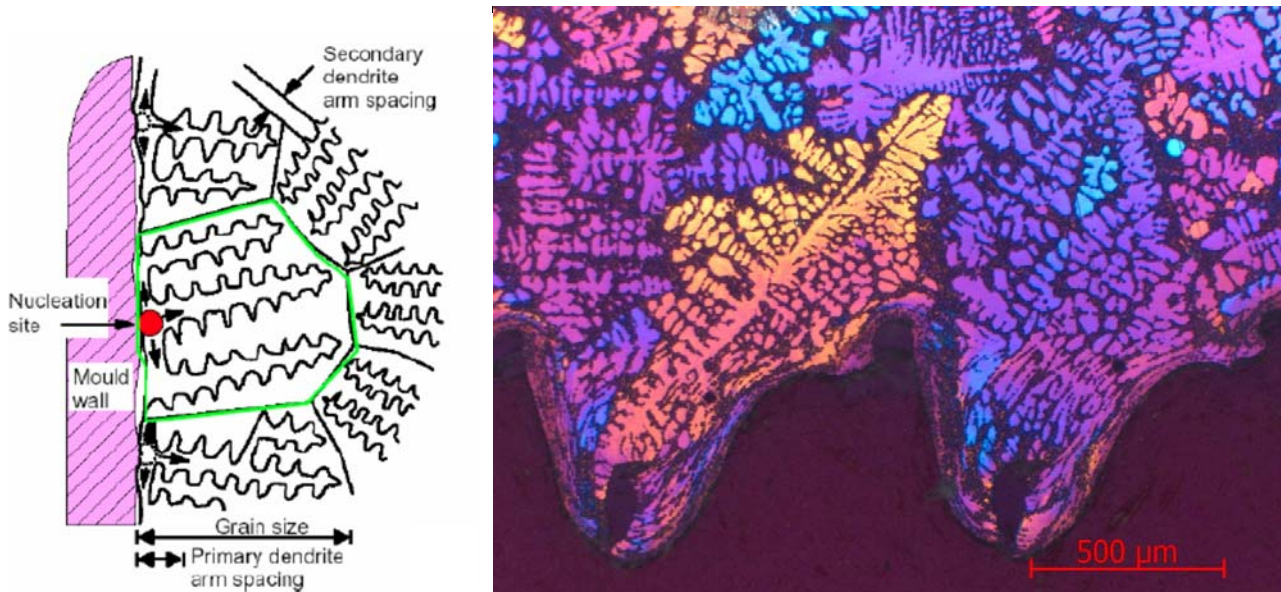


Fig.1.12 Rappresentazione di un grano cristallino e micrografia ottica in luce polarizzata dopo attacco elettrochimico Barker su campione in lega AlSi9Cu1Mg

A differenza delle SDAS, la dimensione dei grani risulta essere più dipendente dal processo di nucleazione, quindi per favorire l'accrescimento del grano occorre favorire la nucleazione, oltre che limitare l'accrescimento aumentando la velocità di solidificazione.

Per facilitare la fase di nucleazione occorre avere elevati sottoraffreddamenti ed inoculare la lega (per favorire la nucleazione eterogenea); in genere nelle leghe da fonderia vengono utilizzati gli elementi Ti e B in grado di formare composti intermetallici insolubili alle temperature di fusione.

1.5 Eutettico Al-Si

Dopo la formazione della fase α -Al, una volta raggiunta la temperatura (577°C) e la composizione eutettica, la solidificazione della lega continua con la formazione di una miscela eutettica di Al-Si costituita da fasi alternate di Al e Si. Nella solidificazione eutettica le due fasi di Al e Si si formano simultaneamente dal liquido a temperatura costante, attorno alla fase α -Al[11][12]

La velocità di solidificazione influisce sulla morfologia dell'eutettico, in particolare per le leghe ipoeutettiche una velocità di raffreddamento abbastanza elevata genera strutture di tipo "fibroso", mentre una velocità di raffreddamento lenta dà luogo a strutture di tipo lamellare.Fig.1.13-1.14

Tali strutture sono originate a partire dalla stessa composizione chimica (eutettica) e alte velocità di solidificazione portano l'eutettico a spostarsi a temperature minori e concentrazioni maggiori di Si.[13]

Nella determinazione di tali strutture, ciò che in realtà è fondamentale, non è la velocità di solidificazione, ma più che altro il gradiente di temperatura nel liquido (G , $^{\circ}\text{C}/\text{m}$) e la velocità di avanzamento dell'interfaccia liquido/solido (R , m/s).[14]

Il gradiente di temperatura nel liquido, a parità di modalità di sottrazione del calore è responsabile del sottoraffreddamento costituzionale e quindi è responsabile del passaggio da una struttura cellulare ad una dendritica, al crescere del suo valore. Alti valori di R , invece, significano tempi ridotti per la solidificazione e dunque strutture fini e a volte metastabili.

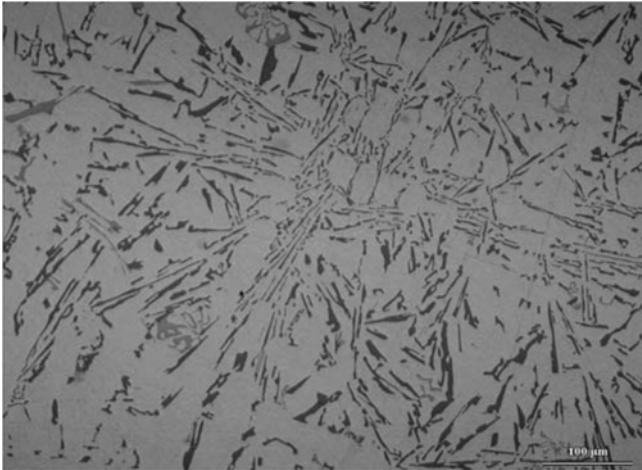


Fig.1.13 Microstruttura di eutettico aciculare

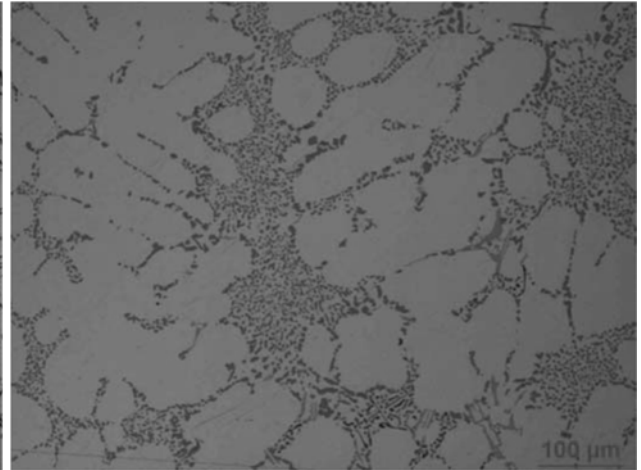


Fig.1.14 Microstruttura di eutettico fibroso

La velocità di solidificazione non è altro che il risultato di queste due grandezze, al cui variare possiamo ottenere molteplici microstrutture, a parità di composizione chimica (Fig.15).

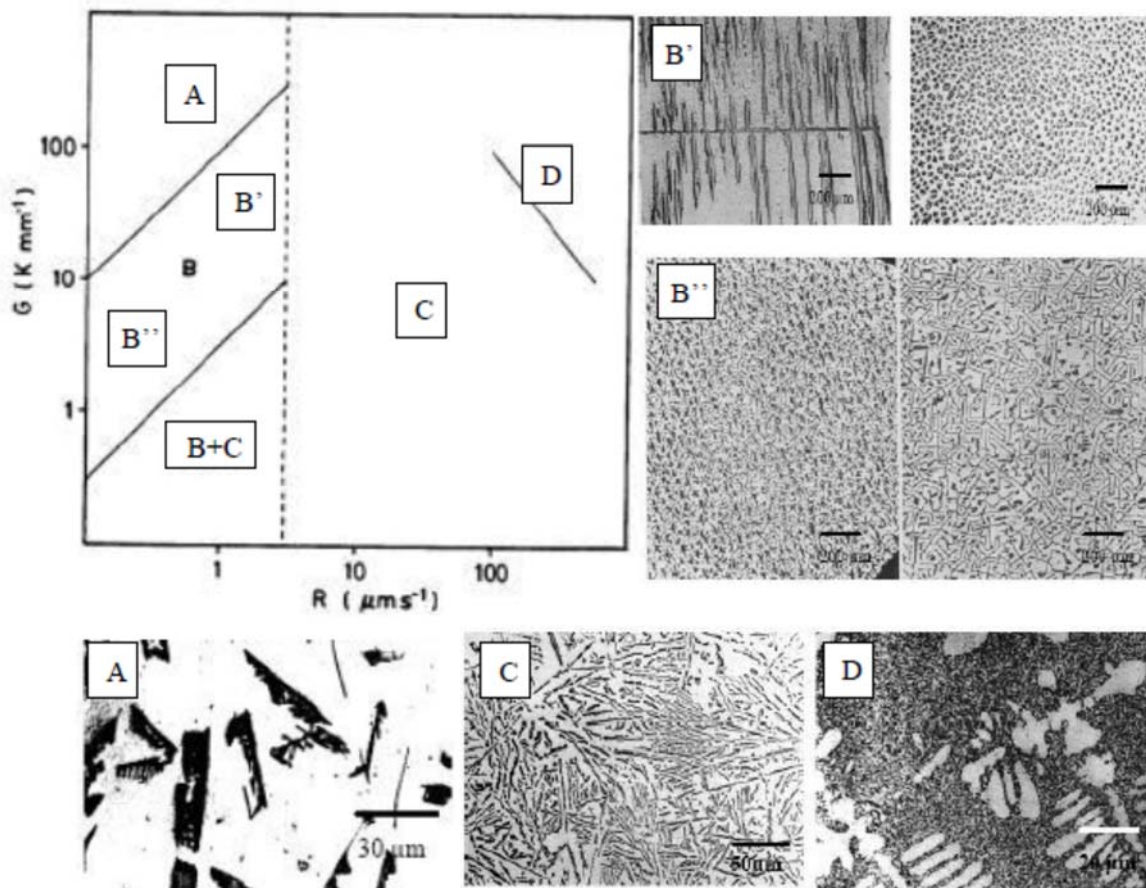


Fig.1.15 Differenti morfologie di Si eutettico in funzione del gradiente di temperatura del liquido (G) e della velocità di interfaccia (R)[14]

L'area del grafico di Fig.1.15 indicata con la lettera C è la zona in cui solidificano buona parte dei getti di tipo industriale ed in essa il Si assume morfologia flocculare (sotto forma di lamelle nella sezione metallografica di Fig.1.13).

Lo sviluppo di tale morfologia del Si durante la solidificazione viene ampiamente trattato da Guthy [13] e prevede la possibilità di crescita secondo tre diversi meccanismi:

- Twin Plane Re-entrant Edge (TPRE) mechanism
- Layer Growth mechanism
- Screw dislocations mechanism

La morfologia “fibrosa” del Si eutettico afferente alla regione D del diagramma di figura 1.15, è del tutto affine a quella che industrialmente viene definita “modificata” ed è ottenuta tramite l’aggiunta nel bagno fusorio di bassi tenori di elementi modificanti quali Na o Sr (Fig.1.3).

Anche se fra queste strutture esiste un’importante differenza, consistente nella diversa presenza di geminati (abbondanti solo nelle strutture modificate chimicamente), ad entrambe tali strutture vengono generalmente attribuite migliori proprietà meccaniche, soprattutto in termini di duttilità [15]. In Fig.1.16 sono rappresentate le microstrutture ottenibili su una lega AlSi10Cu2 agendo sul contenuto dell’elemento modificante Sr; le differenti morfologie del Si eutettico sono ben visibili sia dalle immagini ricavate in microscopia ottica sia dalle immagini SEM. [16]

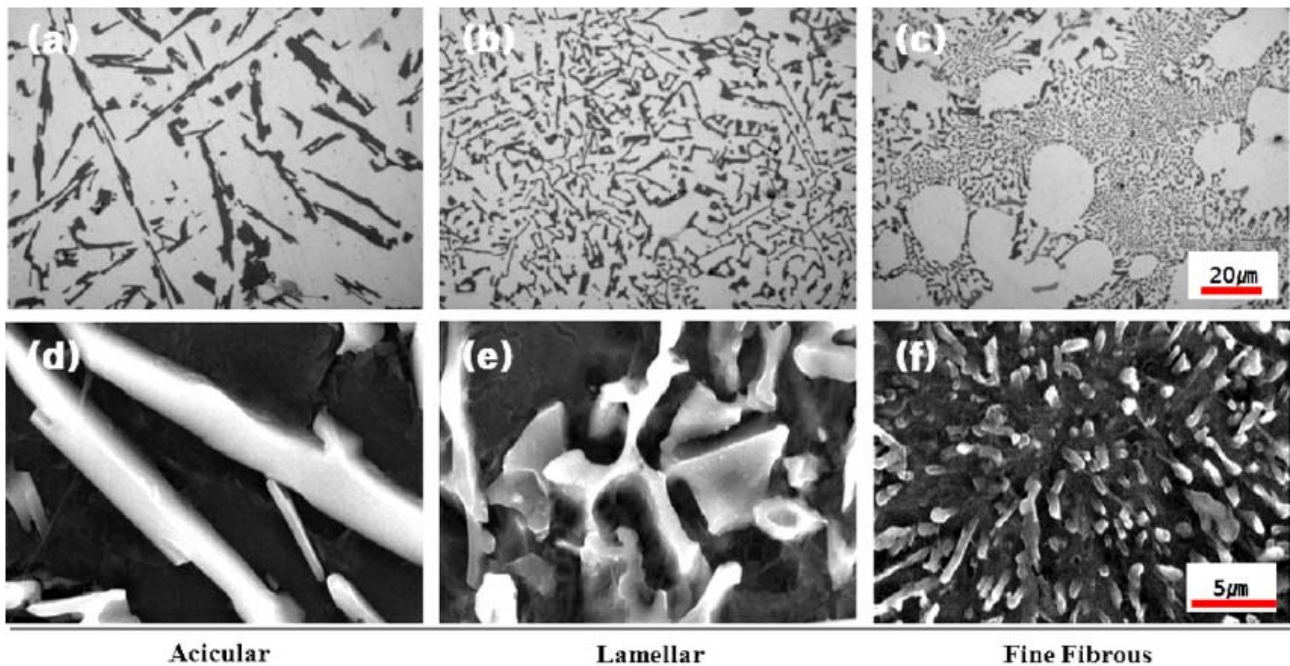


Fig.1.16 Differenti morfologie di Si eutettico in funzione del diverso contenuto di Sr, (a;d) 0% di Sr, (b ;e) 0.02% di Sr (c;e) 0.03 %.Tutti i campioni sono stati modificati a 720 °C per 30 minuti.[15]

In assenza di difetti fusori, l’affinamento dell’eutettico consente un incremento delle caratteristiche meccaniche; come riportato in precedenza, gli elementi comunemente impiegati per effettuare il trattamento di modifica sono Na e S. Anche altri metalli alcalini, alcalino terrosi e terre rare hanno una azione modificante, ma non alle basse concentrazioni a cui hanno effetto Na e Sr.Fig.1.17

Il meccanismo di modifica non interessa la fase α -Al, tale aspetto fa pensare che gli elementi modificanti si debbano concentrare nel Si, quindi è intuibile che la modifica sia associata ad una variazione della fase di crescita del silicio eutettico.[13]

Elemento	Rapporto raggio atomico (a)	Temperatura di fusione [K]	Pressione di vapore a 1000 K		Energia libera di formazione dell'ossido a 1000K, [kJ/mol]	Commenti su capacità di modifica
			Pa	atm		
Bario	1.85	998	5.07	5x10 ⁻⁵	-482	Moderata
Calcio	1.68	1112	26.3	2.6x10 ⁻⁴	-509	Debole
Stronzio	1.84	1042	101.3	0.001	-480	Moderata, quantitativo ottimale da aggiungere 100-200 ppm. Buona resistenza alla dissoluzione, effetto semipermanente
Sodio	1.58	371	2 x 10 ⁴	0.2	-367	Potente. Si scioglie rapidamente con tendenza ad evaporare se non dosato correttamente può dare luogo a ipermodifica e ad incrementare il quantitativo di gas occluso nella fusione.
Cerio	1.56	1071	10 ⁻¹¹	10 ⁻¹⁶	-497	Tempi di dissoluzione molto lunghi (60 min), nelle leghe ipoeutettoidiche decrementa il valore di SDAS
Alluminio	1.22	933	5.4 x 10 ⁻⁶	5.3x10 ⁻¹¹	-457	-
Silicio	1.00	1683	9 x 10 ⁻¹²	8.9x10 ⁻¹⁷	-354	-

Fig.1.17 Agenti modificanti e loro caratteristiche fisiche

Lo stronzio viene generalmente aggiunto come leghe madri a base Al o come stronzio metallico, l'introduzione mediante leghe madri richiede tempi di attesa di 30-45 minuti al fine di ottenere un ottimo livello di modifica.

Il Sodio invece può essere aggiunto come metallo in contenitori sigillati e pesati, o flussato utilizzando forni ad atmosfera controllata.

Una tematica molto dibattuta è l'incremento del contenuto di idrogeno conseguentemente alla modifica delle leghe Al-Si: tale problematica sembra essere più significativa con alte concentrazioni di modificanti, con alte temperature di processo ed alti tempi di permanenza in forno. In tali condizioni, i positivi effetti della modifica potrebbero essere accompagnati da negativi incrementi di assorbimento di idrogeno, formazione di ossidi e porosità.

Nella pratica industriale, al fine di massimizzare l'effetto della sferoidizzazione del Si eutettico, si ricorre anche alla modifica per via termica, tale processo andando ad agire sulla durata della fase di solubilizzazione consente di ottenere una struttura eutettica ulteriormente modificata.

Un effetto collaterale non desiderato che può verificarsi quando si eccede troppo con la fase di solubilizzazione è la coalescenza del Si eutettico.

1.6 Composti intermetallici

I composti intermetallici sono fra le fasi costituenti fondamentali delle leghe Al-Si-Cu-Mg e, come tali, ne influenzano il comportamento meccanico. Tali costituenti vengono suddivisi in due gruppi fondamentali, a seconda che derivino da:

- trattamento termico di tempra di soluzione
- processo produttivo, ed in tal caso associati alla presenza di elementi di lega, fra i quali principalmente il ferro, che svolgono un'azione infragilente e sono ritenuti dannosi sia nel comportamento statico ed a fatica [36].

Naturalmente, la presenza di intermetallici del secondo tipo, è ineliminabile dato che, associata al processo produttivo, soprattutto nel caso delle leghe secondarie, vi è sempre la presenza di elementi che ne inducono la formazione. La formazione di intermetallici del secondo tipo è associata principalmente alla presenza del Fe, presente come impurezza in tutte le leghe Al-Si-Mg-Cu destinate alla produzione di getti in sabbia.

Incrementando il contenuto di Mg aumentano significativamente le dimensioni e la frazione volumetrica di intermetallici a base Fe; la composizione chimica della lega, il trattamento del metallo liquido e la cinetica di raffreddamento determinano la morfologia degli intermetallici.

Il ferro forma con Al e Si degli intermetallici denominati "fase β " di stechiometria Al_5FeSi . Tale tipologia di intermetallici, essendo di forma aciculare, agisce da concentratore degli sforzi, decrementando sia la resistenza meccanica statica, che a fatica. Fig.1.18



Fig.1.18 Intermetallici di tipo β - Al_5FeSi osservati in microscopia ottica su leghe $AlSi_9Cu_1Mg$

Sotto l'effetto di un carico statico, gli intermetallici essendo fragili si fratturano sotto carico anche prima del Si eutettico, formando microcricche che si propagano all'interfaccia tra queste e la matrice. Applicando una sollecitazione ciclica, la concentrazione delle tensioni presente all'apice dell'intermetallico favorisce l'innescio di microcricche che poi si propagano nella matrice.

Osservazioni effettuate al microscopio elettronico hanno evidenziato come, in alcuni casi, la propagazione di cricche di fatica sia ostacolata da tali intermetallici, che però incrementandone il numero di inneschi riducono la vita a fatica della lega.

L'incremento del numero di difetti di solidificazione in leghe avente un elevato contenuto di Fe, può essere spiegato considerando che gli intermetallici, impediscono l'alimentazione interdendritica, favorendo la formazione di microcavità da ritiro.[17]

Oltre all'intermetallico di forma aciculare discusso in precedenza, il Ferro legandosi con Si e Al forma un altro intermetallico (noto come fase α) di diversa stechiometria (Al_8Fe_2Si), caratterizzato da una morfologia nota come "chinese script". Fig.1.19

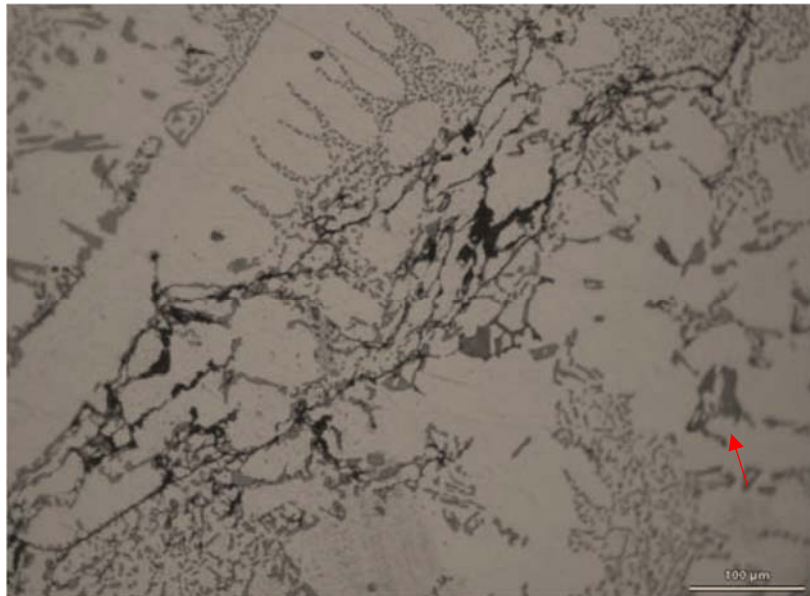


Fig.1.19 Intermetallici $\alpha-Al_8Fe_2Si$ "chinese script"

Gli intermetallici di tipo α , avendo una morfologia più compatta rispetto a quelli di tipo β , risultano meno dannosi in termini di resistenza alla fatica, anzi l'elevata durezza può addirittura incrementare la resistenza alla fatica, creando un rinforzo in grado di opporsi alla propagazione delle cricche.

Un'altra tipologia di intermetallico che si può formare con Fe, Al, Si e Mg è la cosiddetta fase π di stechiometria $Al_8FeMg_3Si_6$, tale tipologia di intermetallico ha anch'esso una morfologia più compatta di tipo "chinese script", di conseguenza risulta essere meno dannoso della fase β a cui si può trovare spesso associato.

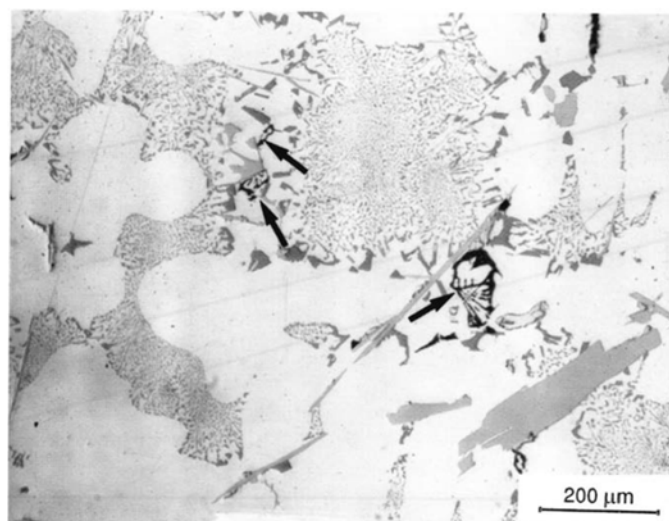


Fig.1.20 Intermetallici $\pi-Al_8FeMg_3Si_6$ "chinese script"

All'atto pratico, al fine di limitare la presenza di intermetallici, pur mantenendo la capacità di formare precipitati indurenti Mg_2Si a seguito di trattamento termico di solubilizzazione, tempra e invecchiamento, è consigliabile non eccedere con la quantità di Mg introdotto in lega (0.7% max.).[6][18]

La formazione degli intermetallici è influenzata sia dalla composizione chimica della lega, che dalla cinetica di raffreddamento; gli intermetallici che si formano prima o durante la formazione delle dendriti di fase $\alpha-Al$, tendono ad accrescersi molto di più rispetto a quelli che si formano successivamente durante la solidificazione dell'eutettico Al-Si.

Maggiore saranno le dimensioni delle fasi intermetalliche, peggiori saranno gli effetti prodotti sulla lega.

Per elevati tenori di Fe si ha una rapida formazione di fasi intermetalliche nel liquido, tali fasi si accrescono dando luogo a intermetallici di grandi dimensioni, inoltre quanto è minore la velocità di raffreddamento della lega, tanto maggiori sono le dimensioni degli intermetallici.

In getti con velocità di raffreddamento elevate e/o bassi tenori di Fe gli intermetallici assumono una dimensione compresa nell'intervallo $50 \div 500 \mu m$; solitamente per particolari fusi che devono garantire elevate caratteristiche è buona norma utilizzare leghe aventi un contenuto di Fe non superiore allo $0.10\% \div 0.15\%$ in peso

Nel grafico di Fig.1.21 è riportato l'effetto congiunto della velocità di solidificazione e del tenore di Fe nel bagno sulla dimensione degli intermetallici di tipo $\beta-Al_5FeSi$.

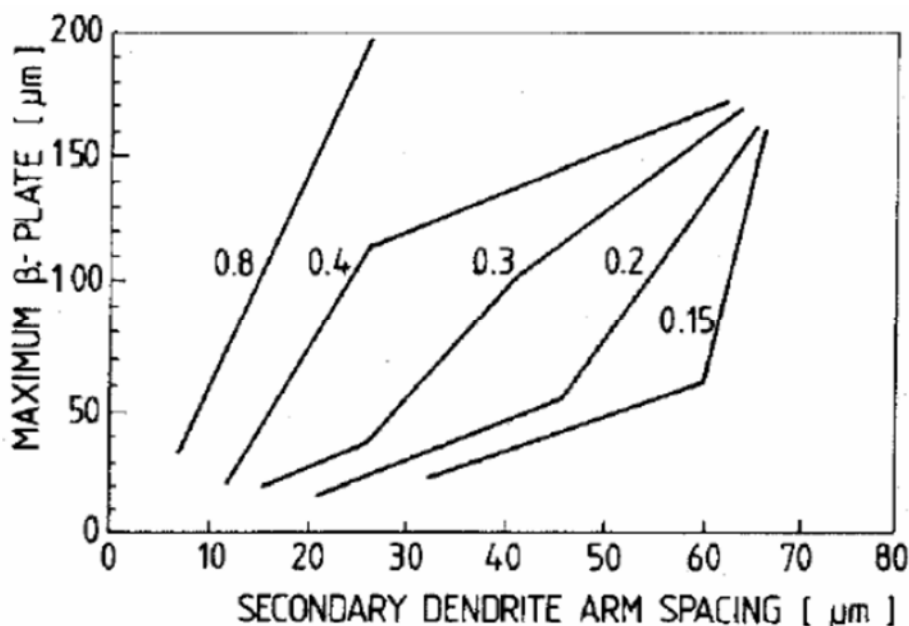


Fig.1.21 Relazione tra dimensione degli intermetallici di fase β e SDAS per una lega AlSiMg avente diversi contenuti di Ferro [17]

Nelle leghe Al-Si-Cu-Mg, oltre al già citato Mg, l'altro elemento aggiunto per incrementare le caratteristiche meccaniche è il Cu.

Il rame, oltre ad incrementare le caratteristiche meccaniche a seguito di trattamento termico di tempra di soluzione, riduce le caratteristiche di resistenza alla corrosione e aumenta la suscettibilità allo Stress Corrosion Cracking.

In genere, le fasi costituite da Cu solidificano in tre distinte morfologie: due sistemi eutettici, Al- Al_2Cu e Q- $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ e una fase a blocchi Al_2Cu . Fig.1.22 [2][19]

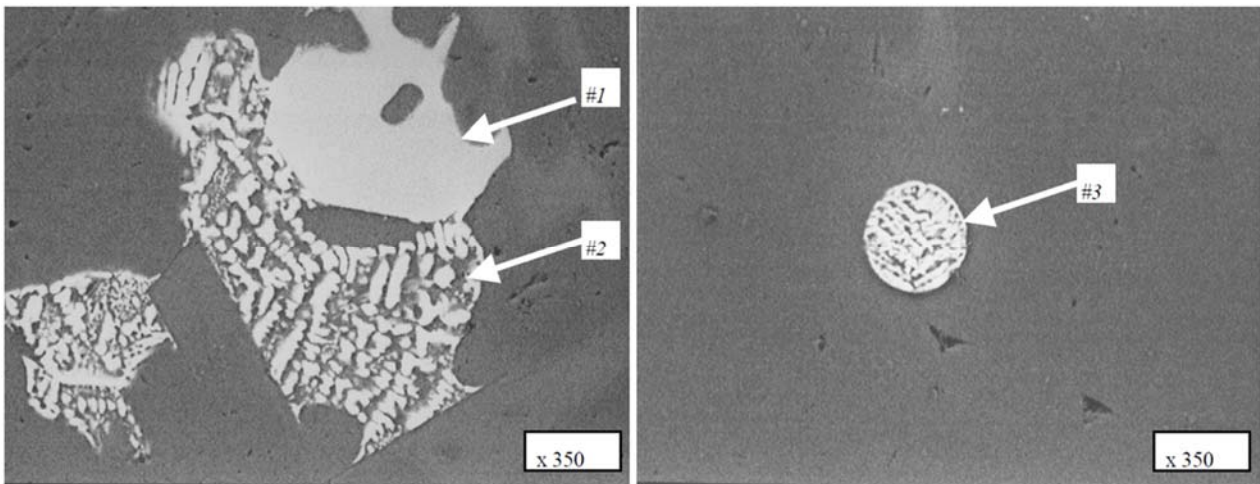


Fig.1.22 Immagini SEM relative alle differenti morfologie di costituenti a base Cu: #1 fase a blocchi Al_2Cu , #2 fase eutettica $Al-Al_2Cu$, #3 fase eutettica fine $Q-Al_5Mg_8Cu_2Si_6$. [2]

Mentre i primi sono favoriti dall'elevata velocità di raffreddamento, la fase cosiddetta a blocchi è una conseguenza dell'elevata quantità di intermetallici ricchi di Fe o della presenza di Sr, che costituiscono un sito di nucleazione preferenziale per particelle Al_2Cu a velocità di raffreddamento inferiori. [19] Il rame ha un altro effetto microstrutturale atto a migliorare le caratteristiche di trazione: un alto contenuto di Cu favorisce la formazione di fasi $\alpha-Al_{15}$ (Fe, Mn) anziché fasi $\beta-AlFeSi$, a causa della maggiore solubilità del Cu nella fase β . Pertanto, offre un'alternativa alla tradizionale aggiunta dell'elemento Mn [20][21].

Inoltre, incrementando il contenuto di Cu aumenta la quantità di fasi Al_2Cu , quindi aumenta la resistenza a trazione della lega [21].

Altri elementi di lega definiti "secondari" sono anche in grado di modificare la morfologia delle fasi ricche di Cu. Mentre la presenza di Sr aumenta la percentuale di Al_2Cu a blocchi e fasi ultra-fine $Q-Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ rispetto alla fase $Al-Al_2Cu$, l'aggiunta di Mg porta alla formazione della fase a blocchi piuttosto che all'eutettica ultra-fine, a causa della tendenza della fase Cu a segregarsi in aree localizzate quando è presente Mg [19][2][22].

Inoltre, la presenza contemporanea di Cu e Mg aumenta l'area media e la lunghezza delle particelle di silicio poiché entrambe reagiscono con lo Sr presente nella lega per formare alcuni composti intermetallici. Questo fatto, a sua volta, porta ad avere meno Sr disponibile per modificare le particelle di Si [23].

Le leghe Al-Si-Cu-Mg hanno la prerogativa di essere l'unico sistema a base di alluminio in cui la fase quaternaria $Q-AlCuMgSi$ è formata dai principali elementi di lega ed è in equilibrio con l'alluminio. A seconda del rapporto tra Cu, Mg e Si, questa fase può coesistere con Al_2Cu , Mg_2Si e Si e ha una struttura cristallina di tipo esagonale, a seconda della composizione della lega e delle condizioni di precipitazione.

Come riportato in letteratura [24][25], il livello di segregazione dopo solidificazione dei vari elementi nelle leghe Al-Si-Cu-Mg dipende principalmente dalla cinetica di raffreddamento; in Fig.1.23 è riportato il livello di segregazione dei principali elementi di lega in funzione dello SDAS. [25]

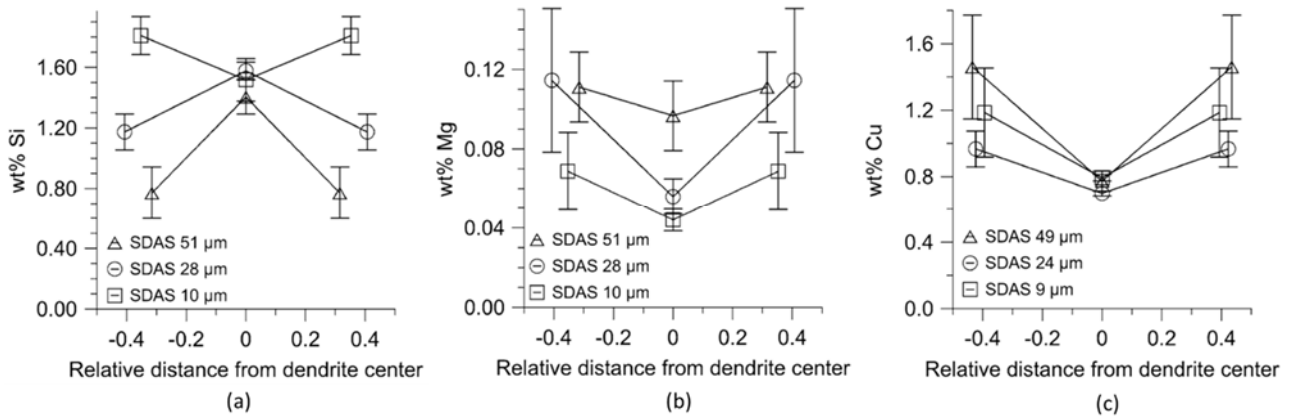


Fig.1.23 Livello di segregazione in condizioni as-cast dei vari elementi Si, Mg e Cu in una lega AlSiMg e in una lega AlSiMgCu, in funzione dello SDAS [25].

In una lega solidificata lentamente, la concentrazione del Si sarà maggiore al centro dei bracci della dendrite anziché sulla superficie della dendrite (Fig.1.23) e viceversa per una lega solidificata con una velocità di raffreddamento più elevata. La ragione di ciò è che l'aumento della velocità di raffreddamento riduce il tempo durante il quale può aver luogo la diffusione allo stato solido, che a sua volta determina una concentrazione inferiore di Si nella soluzione solida [24]. Discorso diverso per quanto riguarda le concentrazioni di Mg e Cu, le quali risultano più elevate sulla superficie della dendrite piuttosto che al centro, il che è probabilmente dovuto alla retrodiffusione causata dal più lungo tempo di solidificazione e raffreddamento (Fig.1.23) [25].

Tuttavia, in queste leghe, la concentrazione di Cu nelle dendriti è inferiore a causa della minore diffusività del Cu nella matrice α -Al.

Inoltre, dopo l'esposizione ad alte temperature, vi è una maggiore concentrazione di Mg e Cu nel centro dei bracci delle dendriti dovuta alla dissoluzione rispettivamente di Mg_2Si e Al_2Cu in soluzione solida (Fig.1.24) [24][25].

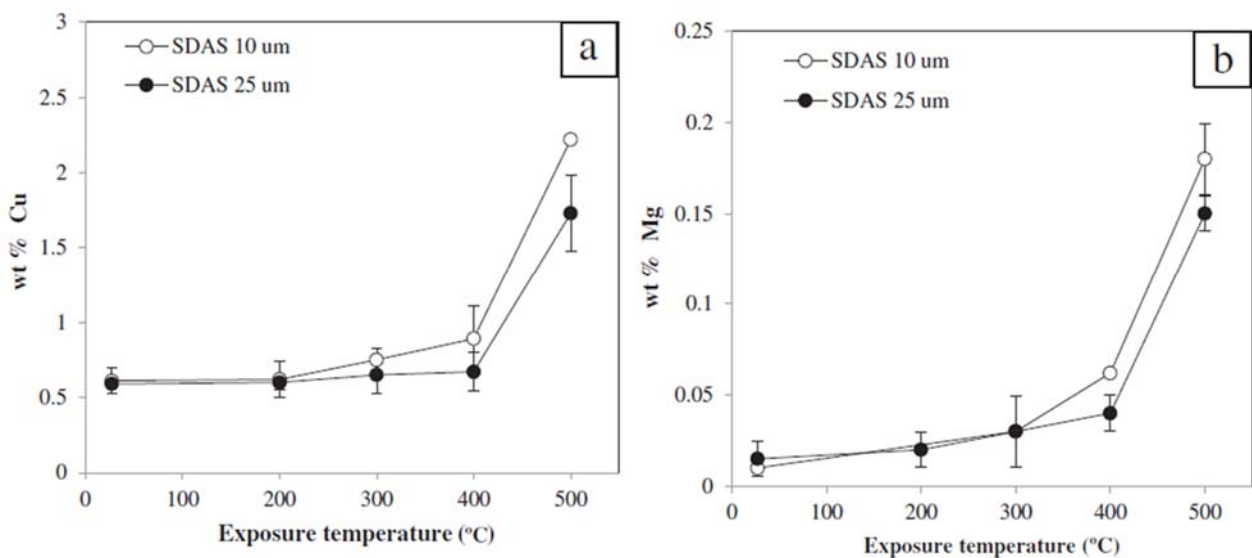


Fig.1.24 Concentrazione di soluto dell'elemento Cu a) e dell'elemento Mg b) dopo esposizione a diverse temperature per differenti valori di SDAS. [24]

Per valutare l'influenza della velocità di raffreddamento sulla fase di solidificazione delle leghe Al-Si-Cu-Mg, sono state analizzate le curve di raffreddamento, ottenute mediante DSC [2]. La fase di solidificazione è caratterizzata dalla cessione di calore dalle fasi in formazione. L'aumento della

velocità di raffreddamento incrementa la velocità di estrazione del calore, quindi aumenta il sottoraffreddamento di nucleazione. I fenomeni in gioco modificano la temperatura di formazione delle varie fasi, a causa della mobilità dei gruppi di atomi nella fase liquida. Analizzando le curve di raffreddamento è possibile raccogliere informazioni quantitative sul processo di solidificazione. Inoltre, è anche possibile comprendere in che modo gli elementi di lega influenzano la solidificazione e la temperatura di formazione della nuova fase modificando i punti di flesso e la pendenza della curva[1][26].

In particolare, un aumento del contenuto di Cu comporta una riduzione sia del tempo di solidificazione dell' α -Al che della temperatura dell' eutettico Al-Si, generando una riduzione della temperatura di precipitazione delle fasi ricche di Cu, come mostrato nella Fig.1.25[2].

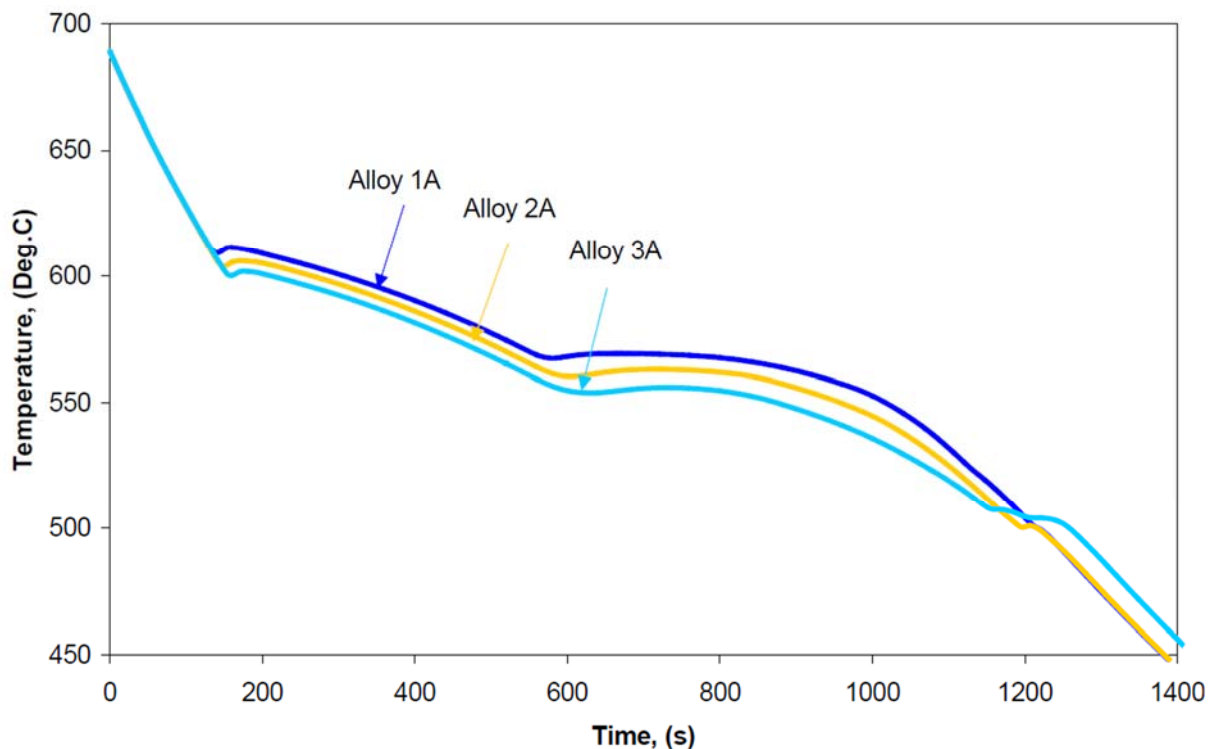


Fig.1.25 Curve di raffreddamento di leghe Al-Si7 aventi un differente contenuto di Cu : 1% (Alloy 1A) ; 2% (Alloy 2A) ; 4% Alloy 3A)[2]

1.7 Principali difetti di solidificazione

La realizzazione di getti in lega di alluminio è caratterizzata dalla presenza di difetti fusori conseguenti al processo di solidificazione della lega, alla presenza di impurità nel bagno e a segregazioni di natura chimica.

Dal punto di vista pratico, quando viene concepita una geometria di un particolare fuso e conseguentemente viene pensato il layout di fusione è importante limitare la presenza di difetti, in quanto la presenza di discontinuità ha un effetto negativo sulle caratteristiche meccaniche statiche e a fatica.

Ovviamente ogni tipologia di difetto avrà una incidenza ed un peso diverso in termini di degrado delle caratteristiche meccaniche; nel seguito sono trattate porosità da gas, ritiri interdendritici e ossidi. Le porosità da gas sono rappresentate da vuoti di forma tipicamente arrotondata, generalmente generati dalla presenza di gas occluso all'interno della massa liquida, il gas può essere di diversa natura:

- Gas solubilizzato nella fase liquida (principalmente H₂) rimasto intrappolato a causa della riduzione di solubilità a seguito del passaggio di stato liquido-solido.
- Aria rimasta intrappolata all'interno della massa liquida durante il riempimento
- Prodotti di decomposizione derivanti dai solventi organici utilizzati nelle resine agglomeranti delle sabbie.
- Vapore acqueo che tipicamente si decompone in ossigeno (in grado di ossidare il bagno di fusione) e in idrogeno (altamente solubile alle alte temperatura del bagno liquido)

L'idrogeno gassoso derivante principalmente dalla decomposizione dell'umidità dell'aria è molto affine all'alluminio, in particolare la sua solubilità aumenta con la temperatura e la pressione secondo la legge di Sievert:

$$m=k\sqrt{p}$$

dove m è la massa del gas disciolto, k è una costante che per un particolare sistema gas metallo, aumenta con la T, mentre p rappresenta la pressione parziale del gas.

Per una lega AlSi7Mg0.3 la solubilità dell'idrogeno nell'alluminio a 750°C è pari a 0.81 ppm, ovviamente come si nota dal grafico di Fig.1.26 la solubilità del gas nell'alluminio si riduce drasticamente nel passaggio liquido-solido.

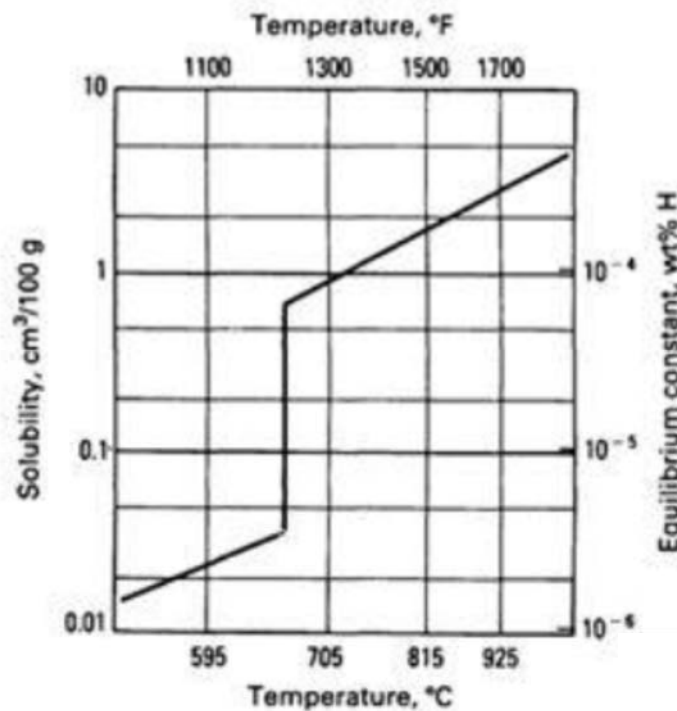
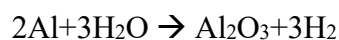


Fig.1.26 Solubilità dell'idrogeno nell'alluminio a pressione atmosferica al variare della temperatura [3].

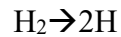
Il gas rimasto intrappolato all'interno della forma, genera porosità da idrogeno. La presenza di idrogeno nel metallo liquido può derivare da:

- Umidità dell'aria e delle sabbie, anime impiegate durante il processo fusorio, l'idrogeno molecolare si genera dalla seguente reazione chimica:

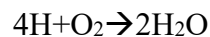


- Combustione di idrocarburi derivanti principalmente dalle resine utilizzate come leganti nelle sabbie.
- Gas sviluppatosi a seguito del processo di modifica chimica, in caso di utilizzo di elementi molto reattivi come il sodio.

Il gas in soluzione nel metallo liquido è in forma atomica e deriva dalla reazione di dissociazione dell'idrogeno molecolare:



Parte di esso può diffondere verso la superficie, combinarsi con l'ossigeno dando luogo a molecole di acqua ed evaporare nell'ambiente circostante:



Esiste quindi l'equilibrio all'interfaccia aria-metallo che può essere alterato dalla presenza di scoria (ossido) sulla superficie del bagno. Fig.1.27a

Nel passaggio di stato liquido-solido, la precipitazione dell'idrogeno genera piccole bolle (0.05÷0.5 mm), come il risultato dell'alta pressione interna del gas dovuta alla microsegregazione fra i rami delle dendriti (Fig.1.27b). Tali bolle gassose sono distribuite uniformemente nell'intero getto, ad eccezione di uno strato superficiale libero da porosità, di circa 1-2 mm.[27]

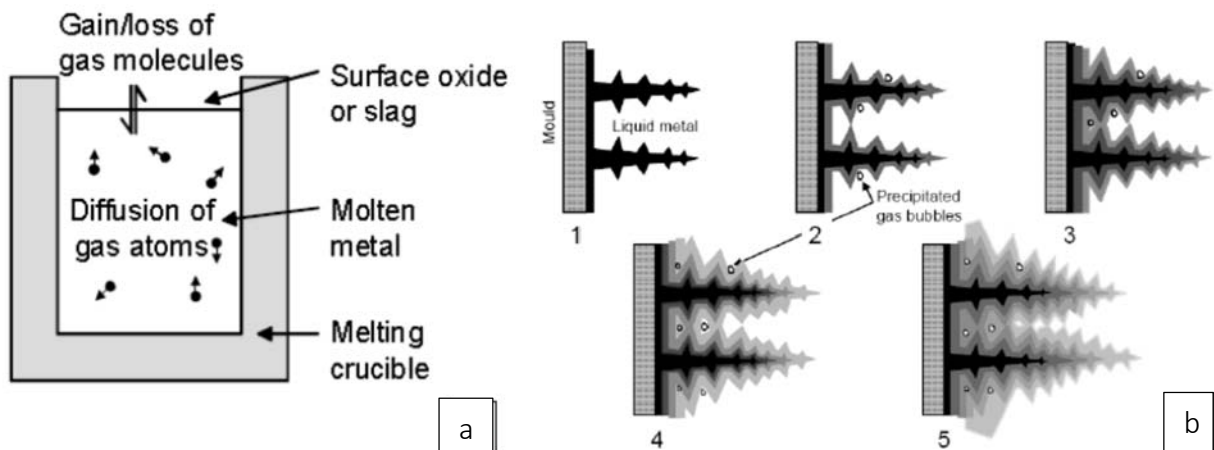


Fig.1.27 a) Interazione tra metallo ed ambiente; b) Precipitazione di idrogeno durante la solidificazione[27]

Nella pratica di fonderia nel caso in cui venissero richiesti limiti di accettabilità molto stringenti in termini di contenuto di idrogeno (0.08 ppm max.) le contromisure utilizzate per minimizzare il quantitativo di gas disciolti sono:

- Applicare opportuni trattamenti di degasaggio, utilizzando flussi di gas inerti (tipicamente N₂) in grado di far evacuare l'eventuale presenza di gas rimasto intrappolato nella massa liquida.
- Utilizzare agenti modificanti non troppo reattivi (Sr o miscele di Na/Sr).
- Minimizzare il quantitativo di resine nelle sabbie utilizzate per la formatura delle anime e della forma.
- Prevedere un efficace sistema di ventilazione al fine di far evacuare correttamente il gas sviluppatosi durante il riempimento della forma.
- Utilizzare temperature di colata non troppo elevate.

Un altro metodo indiretto utilizzato sui getti solidificati per limitare la presenza di difetti è l'applicazione di un trattamento di pressatura isostatica a caldo (HIP) [1]; l'applicazione del trattamento di HIP non deve costituire un rimedio per eliminare macro difetti di fusione, deve essere applicato su getti di buona qualità per eliminare la presenza di eventuali microdifetti. Tipicamente i difetti di origine gassosa hanno una forma tendenzialmente tondeggiante più o meno allungata. Fig.1.28

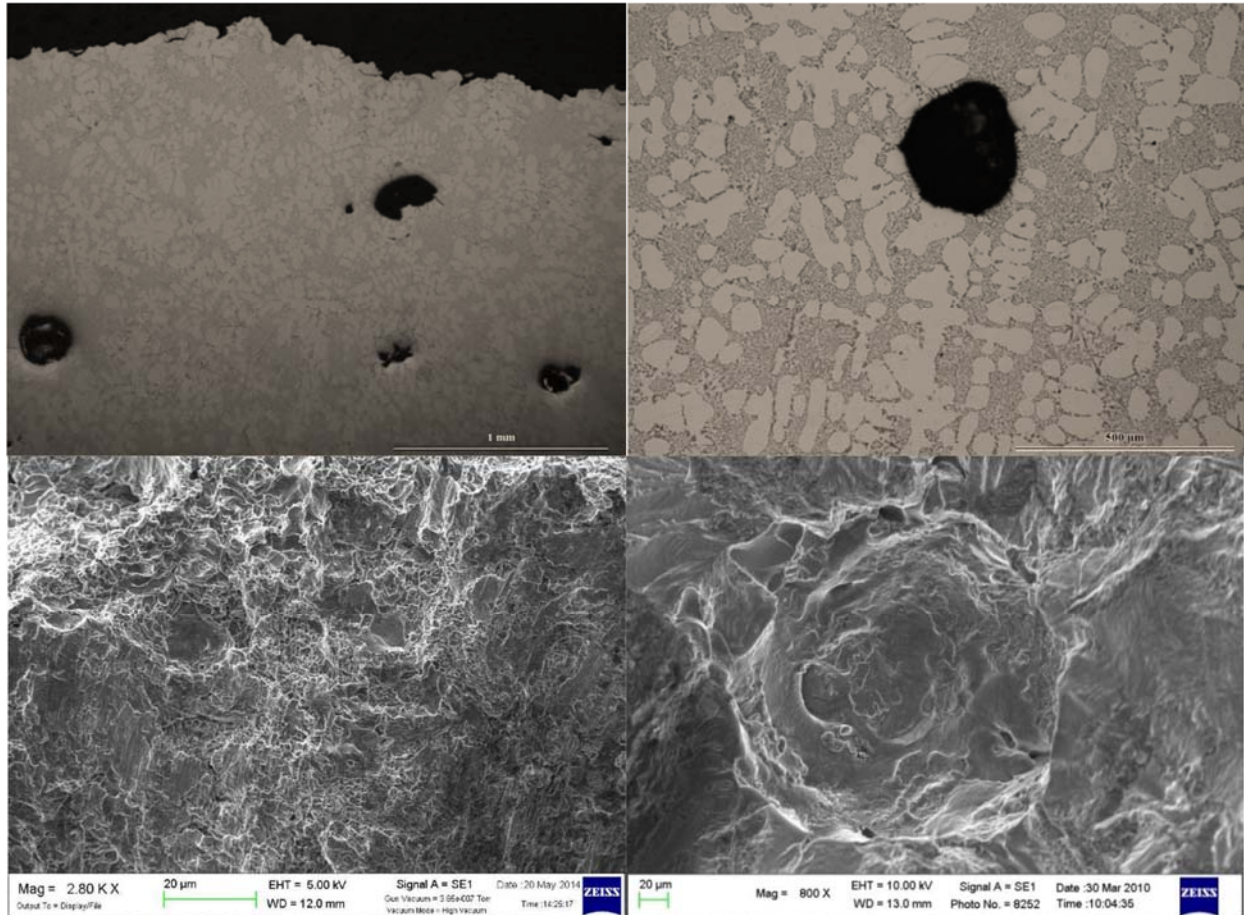


Fig.1.28 Micrografie ottiche e SEM di difetti riconducibili a porosità da gas.

I difetti riconducibili a microritiri o cavità da ritiro sono associati a problematiche di insufficiente alimentazione di metallo liquido durante la fase di solidificazione della lega.

Durante la fase di solidificazione si ha un accrescimento di tipo dendritico, ciò significa che i canali presenti tra le dendriti in crescita non si devono occludere, in quanto se ciò avvenisse potrebbero generarsi vuoti e cavità di forma più o meno complessa. Fig.1.29[7][27][28]

Le cause che possono comportare una occlusione possono essere molteplici, fra cui: eccessiva viscosità del liquido in fase di trasformazione, accrescimento troppo marcato delle dendriti, presenza di intermetallici grossolani, ecc.

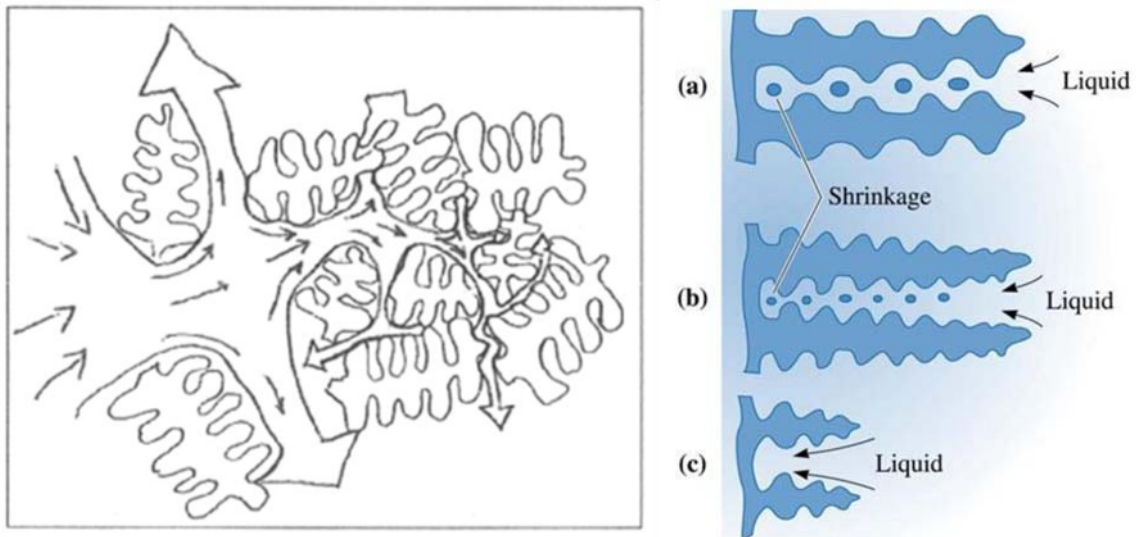


Fig.1.29 Schematizzazione di alimentazione dendritica.

E' ovvio che tale tipologia di difetto è particolarmente significativo nel caso in cui si abbiano dendriti molto sviluppate in direzione del flusso termico; il problema si riduce sensibilmente nel caso di dendriti con SDAS più fine (a parità di dimensione di grano) o affinamento del grano. Fig.1.29[14]
 La formazione di difetti di questa tipologia è favorita dall'utilizzo di leghe aventi un ampio intervallo di solidificazione e/o quando si hanno cinetiche di solidificazione piuttosto lente.
 Tali tipologie di difetti hanno un effetto negativo più marcato sulla resistenza a fatica rispetto ai difetti esaminati in precedenza, tale aspetto è riconducibile al più elevato fattore di intensificazione delle tensioni dovuto alla geometria più irregolare. Fig.1.30-1.31

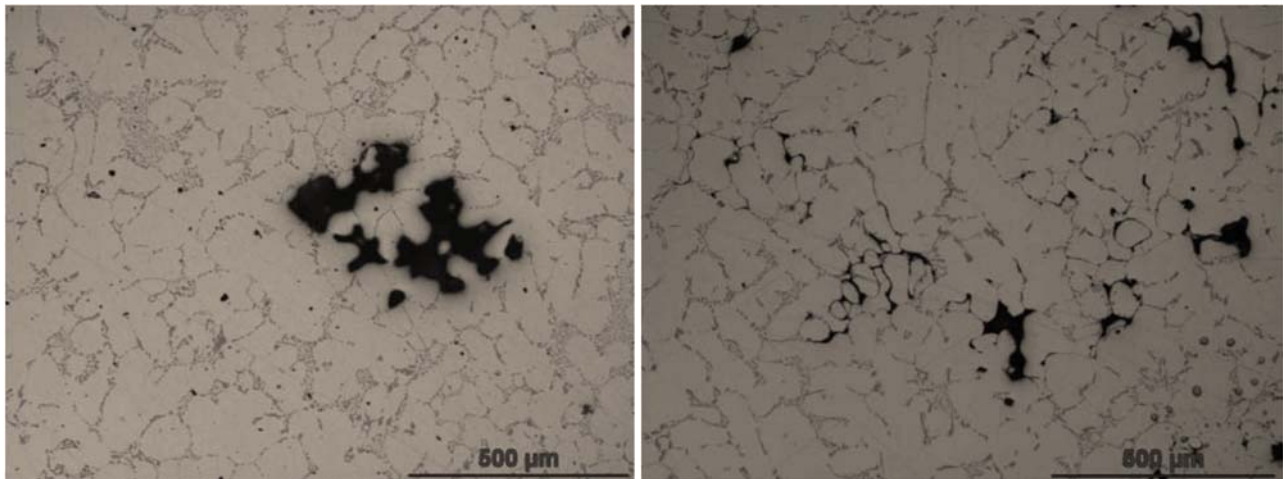


Fig.1.30 Micrografia ottica difetti riconducibili a ritiri interdendritici

Per limitare tale tipologia di discontinuità è opportuno definire un corretto sistema di colata e di alimentazione del getto, al fine di evitare velocità di solidificazione troppo lente, pur mantenendo una corretta alimentazione di tutte le zone del getto.

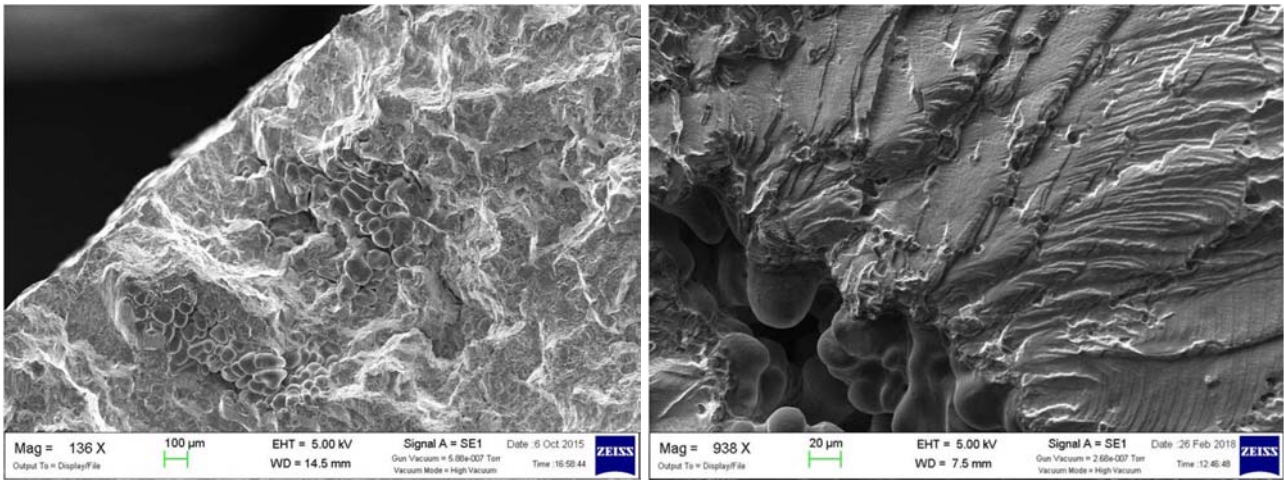


Fig.1.31 Immagine SEM di difetti riconducibili a ritiri interdendritici

Un'altra categoria di difetti, da ritenersi molto più pericolosa dei precedenti a causa anche della difficoltà di rilevazione con le tecniche non distruttive tradizionali, sono i cosiddetti ossidi.

Tale tipologia di difetti rappresentano inclusioni non metalliche formatesi nel bagno di fusione a seguito di fenomeni ossidativi della superficie del metallo fuso; tali fenomeni possono avvenire prima della colata nel crogiuolo o durante la fase di riempimento della forma.

L'eventuale formazione di ossidi in fase di stazionamento nel crogiuolo è da ritenersi meno critica rispetto all'eventuale formazione di ossidi durante le fasi di riempimento della forma; questo perché eventuali ossidi formati pre-colata nel crogiuolo sono facilmente eliminabili utilizzando opportuni sistemi di filtrazione a monte del sistema di colata.

L'alluminio fuso risulta particolarmente reattivo e venendo a contatto con l'ossigeno atmosferico tende a formare una sottile pellicola di Al_2O_3 che rimescolandosi all'interno della massa liquida può dare luogo alla formazione di difetti molto estesi di forma piuttosto complessa (bifilm).[7]

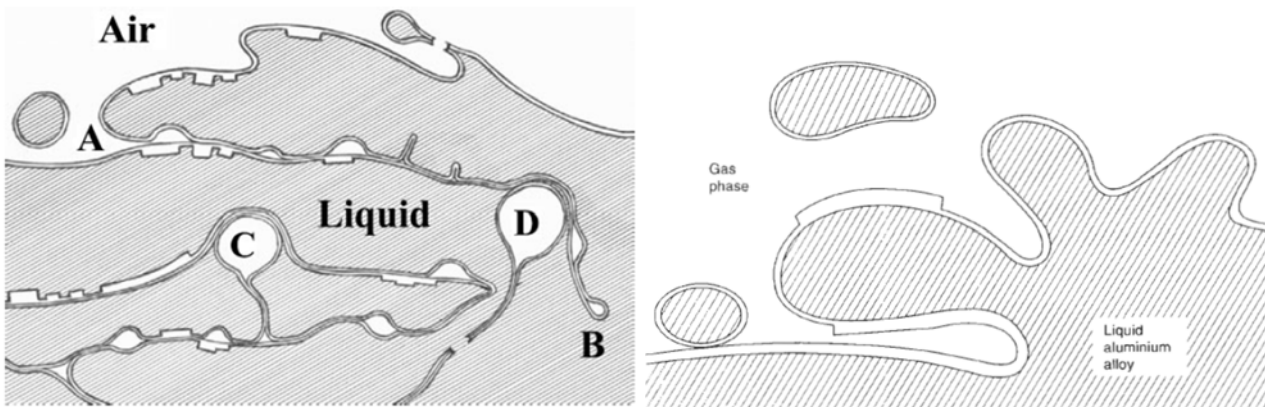


Fig.1.32 Formazione di un film di ossido (bifilm) per effetto dell'ossidazione superficiale del metallo e della turbolenza del fuso.[7]

Gli ossidi pellicolari riducono la fluidità della lega ed interrompono la continuità della matrice metallica, penalizzandone le caratteristiche meccaniche, in particolare la resistenza alla fatica, come si può dedurre dal grafico riportato in Fig.1.33.

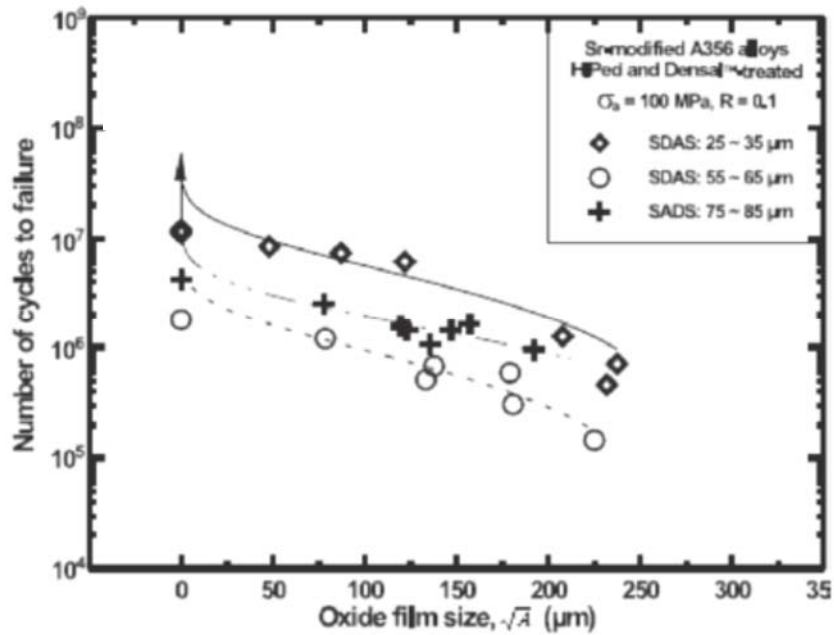


Fig.1.33 Resistenza alla fatica in funzione della dimensione dei film di ossido [9]

Come detto in precedenza gli ossidi pellicolari non sono sempre individuabili con le normali tecniche non distruttive, in quanto non sempre sono associati a vuoti e/o cavità.

In Fig.1.34 è riportata una immagine effettuata allo stereomicroscopio relativa ad una superficie di frattura sulla quale è stata riscontrata la presenza di un ossido pellicolare molto esteso, come si può notare la parte sinistra della linea tratteggiata in rosso si presenta “amorfa”.

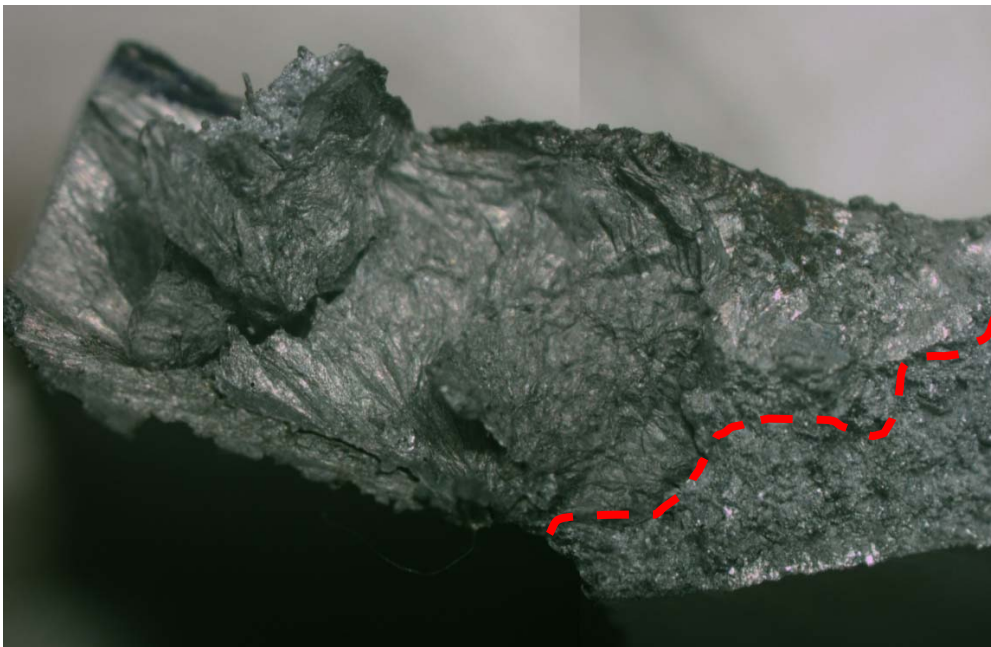


Fig.1.34 Aspetto amorfo di una porzione di superficie di frattura vista allo stereomicroscopio contenente un ossido pellicolare

L'aspetto amorfo della zona relativa all'ossido è stato ulteriormente evidenziato dalle immagini SEM effettuate in superficie ed in sezione al microscopio ottico.Fig.1.35-1.36

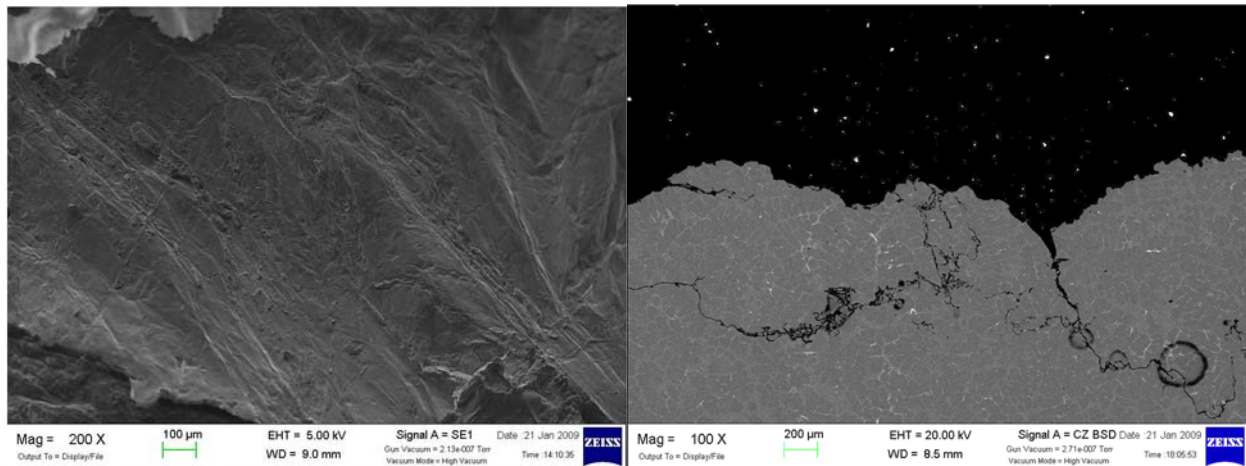


Fig.1.35 Immagini SEM effettuate in sezione e sulla superficie dell'ossido.

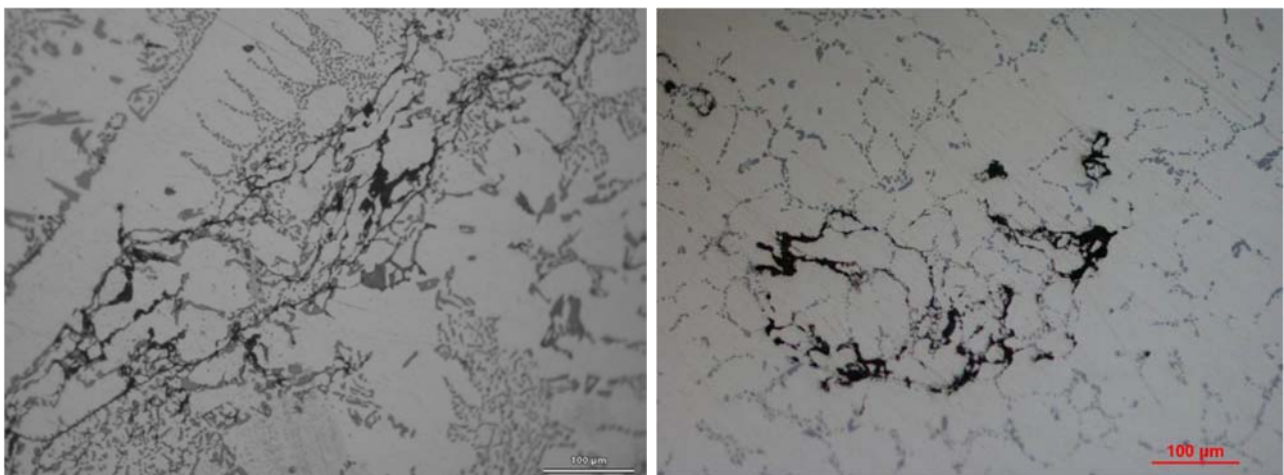


Fig.1.36 Micrografie effettuate in sezione al microscopio ottico.

Tutte le tipologie di difetti considerati hanno effetti dannosi sulle proprietà meccaniche statiche e a fatica; in Fig.1.37 sono riportati i risultati di test di fatica condotti da diversi autori su una lega AlSi7Mg0.3 nei quali viene messa in relazione la vita a fatica e la tipologia di difetto dal quale ha origine la cricca.

In base a quanto riportato porosità e microritiri risultano essere più dannosi degli ossidi; in assenza di difetti, la microstruttura della lega diventa fondamentale.[6][29]

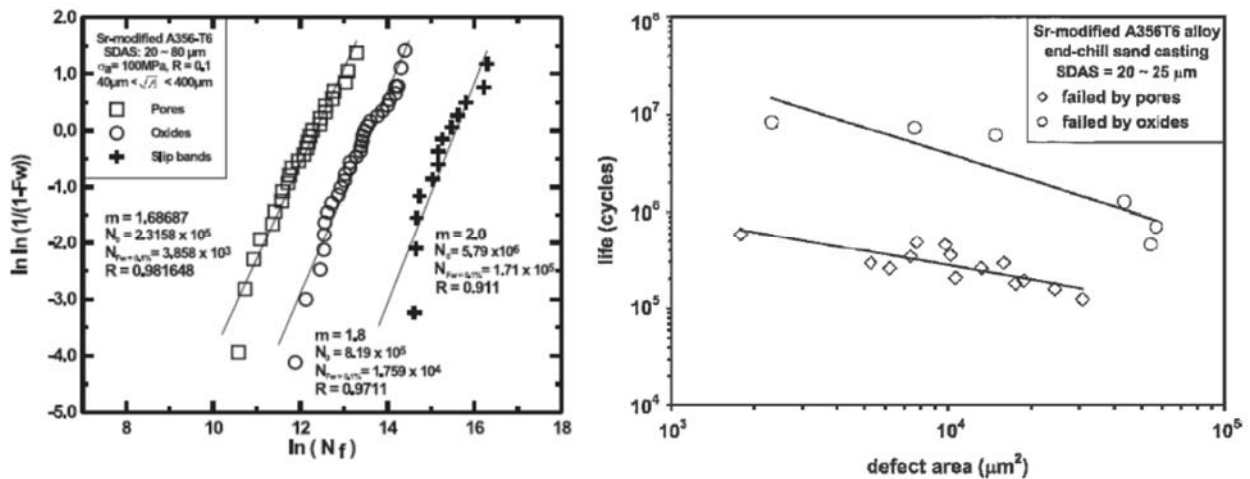


Fig.1.37 Effetto della dimensione e tipologia di difetti sulla vita a fatica della lega AlSi7Mg0.4-T6 modificata con Sr. [29]

1.8 Trattamento termico delle leghe Al-Si-Cu-Mg

Il trattamento termico applicato per incrementare le caratteristiche meccaniche di una lega Al-Si-Cu-Mg ottenuta mediante fusione in sabbia/conchiglia è costituito dalla tempra di soluzione, che comprende le fasi di solubilizzazione, tempra ed invecchiamento.

Tale trattamento viene universalmente riconosciuto con l'acronimo T6, nel caso di invecchiamento a temperature superiori a quella ambiente, e permette di incrementare la resistenza meccanica della lega introducendo una fine precipitazione di fasi intermetalliche coerenti o semicoerenti con la matrice di Al, le quali ostacolano il moto delle dislocazioni estendendo il campo elastico del materiale.

I parametri di trattamento termico in termini di temperatura e tempi, vanno appositamente calibrati in funzione della composizione chimica della lega che si vuole trattare e in base alle caratteristiche finali che si vogliono ottenere.

Il trattamento T6 consente di ottenere il massimo livello di indurimento consentito e risulta essere costituito dalle seguenti tre fasi (Fig.1.38):

- 1) **Solubilizzazione** → Necessaria a dissolvere in matrice le fasi intermetalliche costituite da Cu e Mg formatesi durante il processo di solidificazione della lega. Oltre a questo, la fase di solubilizzazione comporta una omogeneizzazione della microstruttura e una completa sferoidizzazione del Si eutettico.

La fase di solubilizzazione viene effettuata nel campo di esistenza della soluzione solida α permanendo alla temperatura di solubilizzazione per tempi più o meno prolungati (4h÷24h) a seconda delle dimensioni dei particolari da trattare e delle caratteristiche finali richieste. La temperatura di solubilizzazione deve essere quanto più prossima alla temperatura di inizio fusione della lega (10÷40 °C inferiori); ovviamente più è elevata la temperatura di solubilizzazione e più è efficace il trattamento.

Nella scelta della temperatura è importante tenere in considerazione le caratteristiche del forno in termini di attento controllo della temperatura, al fine di evitare problematiche di bruciature e/o fusioni localizzate ad esempio di composti bassofondenti (incipient melting).

- 2) **Tempra** → Rapido raffreddamento in acqua o in acqua additivata con soluzioni polimeriche fino alla temperatura ambiente, al fine di ottenere una soluzione solida sovrassatura di atomi di soluto nel solvente, tale soluzione solida essendo in condizioni di metastabilità tenderà ad evolvere spontaneamente verso una condizione di equilibrio.
- 3) **Invecchiamento** → Riscaldamento della lega, precedentemente temprata, in un intervallo di temperatura solitamente compreso tra 130°÷200°C per tempi opportuni (1÷24 h) a generare la formazione di precipitati indurenti.

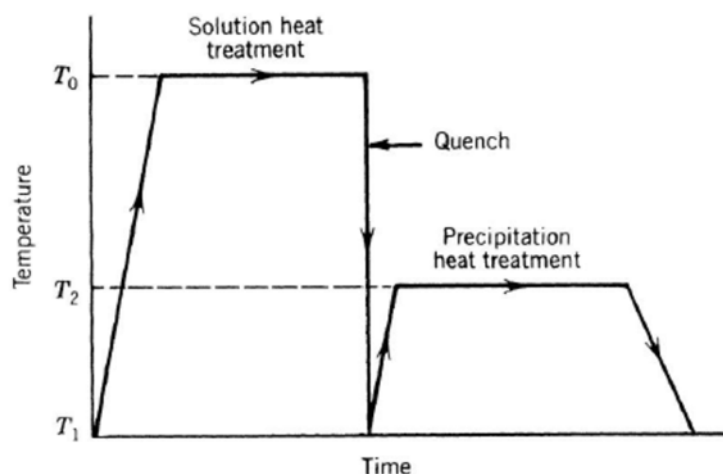


Fig.1.38 Schematizzazione di un ciclo di trattamento T6 costituito dalla fase di solubilizzazione, tempra ed invecchiamento

1.8.1 Trattamento di solubilizzazione

In generale il tempo richiesto per ottenere la completa omogeneizzazione di una fusione in lega Al-Si è strettamente legato alla natura degli atomi che devono diffondere in matrice, alla temperatura di solubilizzazione adottata e alla finezza microstrutturale, in termini di SDAS.[30][31]

I composti intermetallici formatisi durante la solidificazione delle leghe Al-Si-Cu-Mg mostrano una differente tendenza a solubilizzarsi in matrice, le fasi β -Mg₂Si e η -Al₂Cu sono facilmente solubili, al contrario della cosiddetta fase Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ la quale risulta particolarmente stabile.

La fase η -Al₂Cu è quella che tipicamente viene riscontrata nelle leghe Al-Si da fusione contenenti Cu, tale costituente può nucleare durante la fase di nucleazione attorno agli intermetallici β -Al₅FeSi oppure nelle particelle grossolane di Si eutettico, la fase η -Al₂Cu può assumere una morfologia a blocchi o una morfologia cosiddetta eutettica, possono essere rinvenute anche morfologie miste.[32][33]

E' stato riscontrato che una elevata cinetica di raffreddamento promuove la formazione di una morfologia di tipo eutettico, mentre l'aggiunta dell'elemento Sr favorisce la formazione della fase a blocchi.[34]

Le fasi η -Al₂Cu, eutettica e a blocchi, seguono due differenti meccanismi di dissoluzione in matrice, in particolare la fase η -Al₂Cu eutettica si disgrega in frammenti più piccoli che a loro volta si solubilizzano in matrice.

La fase η -Al₂Cu a blocchi invece non viene frammentata in particelle più piccole ma tende a ridurre le sue dimensioni mantenendo pressoché invariata la forma originale; è ovvio intuire che tale processo risulta più lento rispetto alla modalità di dissoluzione seguita dalla fase η -Al₂Cu eutettica. (vedi schema riportato in Fig.1.39)

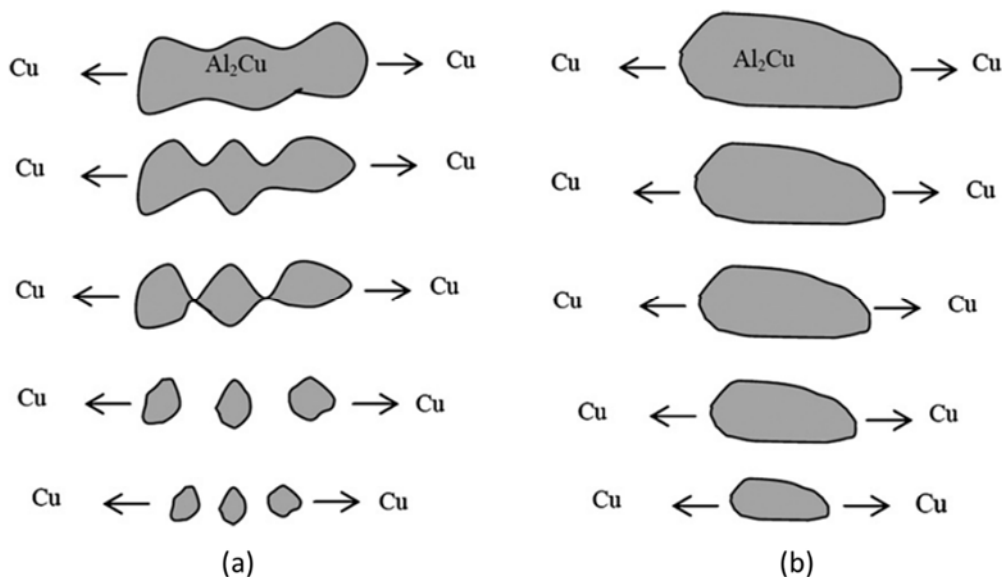


Fig.1.39 Processo di dissoluzione in matrice della fase eutettica η -Al₂Cu (a) e della fase a blocchi η -Al₂Cu (b)

Le leghe contenenti Mg sono caratterizzate anche dalla presenza di fase β -Mg₂Si, diversamente da quanto accade per la fase η -Al₂Cu, la dissoluzione di β -Mg₂Si è più veloce, ma avviene a temperature più elevate di circa 540°C, rispetto ai circa 500°C dei composti a base rame.

Per quanto riguarda le fasi a base Fe si può dire in generale che hanno una tendenza alla dissoluzione inferiore a quelle precedentemente citate.

Le leghe quaternarie Al-Si-Cu-Mg sono caratterizzate anche dalla presenza della fase Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ la cui dimensione dipende dal contenuto di Mg; solitamente la fase Q tende a nucleare durante le fasi di solidificazione in corrispondenza delle particelle di Al₂Cu.[35]

La solubilità della fase Q dipende dalla temperatura e dalla composizione chimica della lega. Alcuni studi hanno documentato che la dissoluzione della fase Q avviene a temperature prossime a 530°C.[36][37]

A temperature più basse (490°C) nelle leghe ad elevato contenuto di Cu ($\cong 4\%$ in peso) la fase Q non si solubilizza, indipendentemente dal contenuto di Mg.[33][36]

Al contrario, alla stessa temperatura, ma per contenuti di Cu inferiori ($\cong 1.4\%$) ed elevati contenuti di Mg ($\cong 1.3\%$ in peso) si può osservare la trasformazione di $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ in fase Q, con un incremento generale della fase Q presente in matrice.[36]

La dissoluzione della fase Q è stata osservata nella lega AlSi7Cu0.5Mg da alcuni autori [38] dopo l'applicazione di un trattamento di solubilizzazione effettuato in due stadi, prima fase a 500°C e seconda fase a 530°C.

A differenza di quanto avviene per le leghe Al-Si-Mg, nelle leghe Al-Si-Cu-Mg bisogna considerare la presenza di fasi basso-fondenti a base Cu, i quali durante la fase di solubilizzazione potrebbero dare luogo a difetti dovuti a fusioni localizzate.

Al fine di evitare la presenza di incipiente fusione e massimizzare l'indurimento in matrice è necessario effettuare una fase di omogeneizzazione ad una temperatura inferiore a quella di solubilizzazione, prima della vera e propria fase di solubilizzazione.

Le zone di parziale fusione nelle quali erano presenti i composti bassofondenti a base Cu si presentano come delle discontinuità riconducibili a cavità/vuoti. Fig.1.40

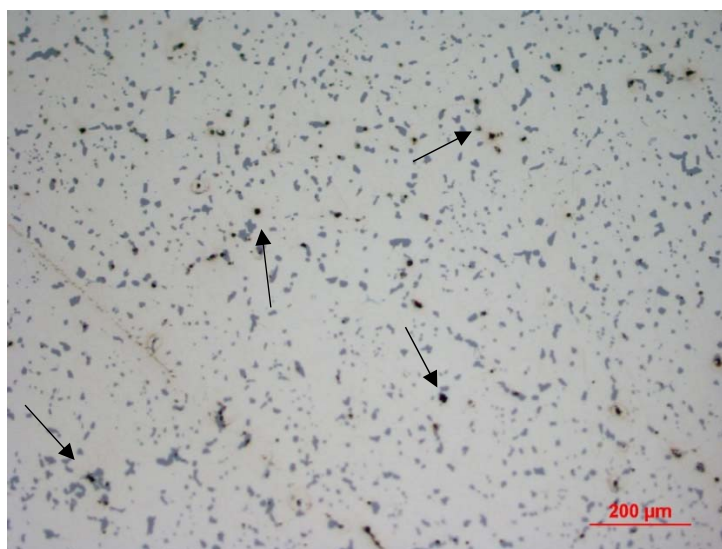


Fig.1.40 Micrografia relativa ad una lega AlSi7Cu1Mg nella quale sono evidenti difetti riconducibili a zone parzialmente fuse dovute alla presenza di composti bassofondenti a base Cu.

Tale fase ha lo scopo di solubilizzare gli intermetallici bassofondenti; per tale ragione è importante determinare la corretta temperatura della fase di omogeneizzazione mediante analisi termica differenziale (DSC) atta a determinare preliminarmente l'esatta temperatura di fusione dei composti bassofondenti a base Cu. Solitamente la fase di omogeneizzazione viene effettuata a temperature inferiori di 5-10 °C rispetto alla temperatura individuata dall'analisi DSC e per una durata di 1-2 h.

In Fig.1.41 è riportata l'analisi DSC relativa a due campioni di lega AlSi7Cu1Mg in condizioni as-cast e dopo trattamento di omogeneizzazione (500°Cx2h), come si nota dal grafico, a seguito dell'applicazione del trattamento di omogeneizzazione scompare il picco esotermico relativo alla fusione dei composti intermetallici basso-fondenti a base AlSiMgCu.

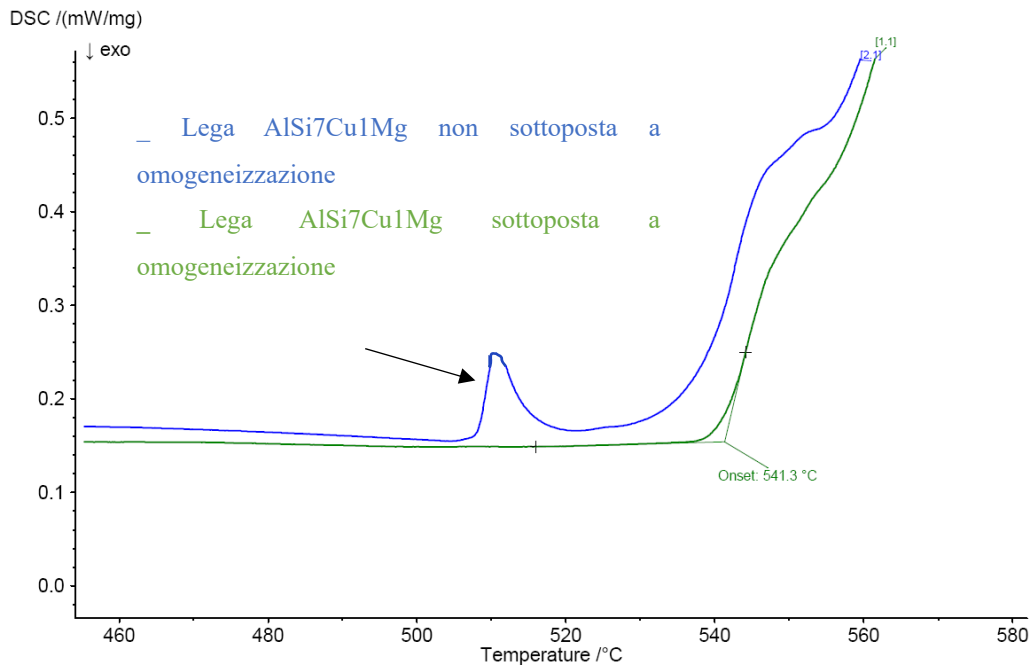


Fig.1.41 Analisi termica DSC effettuata su campioni di lega AlSi7Cu1Mg allo stato as-cast (blu) e sottoposta a trattamento di omogeneizzazione (verde)

1.8.2 Tempra

La fase di tempra è costituita da un raffreddamento rapido che deve avvenire in acqua (fredda o calda) o in una miscela di polimeri al fine di generare una soluzione solida sovrassatura termodinamicamente metastabile.

I migliori risultati in termini di ottenimento di soluzione solida sovrassatura si hanno massimizzando la velocità spegnimento, però va considerato che in tali condizioni potrebbero generarsi problematiche di tensioni residue, soprattutto su particolari aventi geometrie complesse.

In tali casi si ricorre all'utilizzo di mezzi tempranti meno drastici (miscele di polimeri) però con un possibile decadimento delle caratteristiche meccaniche finali.

In alternativa, in caso si volessero mantenere inalterate le caratteristiche meccaniche, al fine di ridurre lo stato tensionale residuo introdotto dalla fase di tempra è possibile aggiungere dopo la fase di invecchiamento un trattamento criogenico.[39][40]

Un altro aspetto molto importante da tenere in considerazione al fine di ottenere il miglior risultato possibile, in termini di caratteristiche meccaniche finali, è il tempo di stazionamento tra la fase di tempra e il successivo invecchiamento (pre-aging), i massimi risultati in termini di indurimento vengono ottenuti minimizzando i tempi di attesa tra queste due fasi.

1.8.3 Invecchiamento

Consiste in un riscaldamento della lega allo stato temprato (condizione metastabile) a temperature opportune ($130 \div 200^\circ\text{C}$) e per tempi opportuni ($1 \div 24$ h) a generare la formazione di precipitati estremamente fini e dispersi (coerenti con la matrice) in grado di incrementare notevolmente le caratteristiche meccaniche; è possibile procedere anche con l'invecchiamento naturale (T4), facendo stazionare la lega a temperatura ambiente per tempi molto prolungati.

La prima fase della sequenza di invecchiamento è la formazione delle GP (Guinier-Preston) zone, costituite da addensamenti di atomi di soluto, tali zone sono tipicamente di ridotte dimensioni e distribuite casualmente nella matrice α -Al.

Successivamente, in corrispondenza delle cosiddette GP zone o in corrispondenza di difetti del reticolo cristallino, si ha la formazione di precipitati metastabili coerenti; procedendo con il processo di invecchiamento si ha formazione di precipitati semicoerenti e successivamente incoerenti.

In questa fase del processo di invecchiamento ci troviamo in condizioni di “sovrainvecchiamento” o (condizione T7), per le quali la durezza non risulta al picco. Fig.1.42

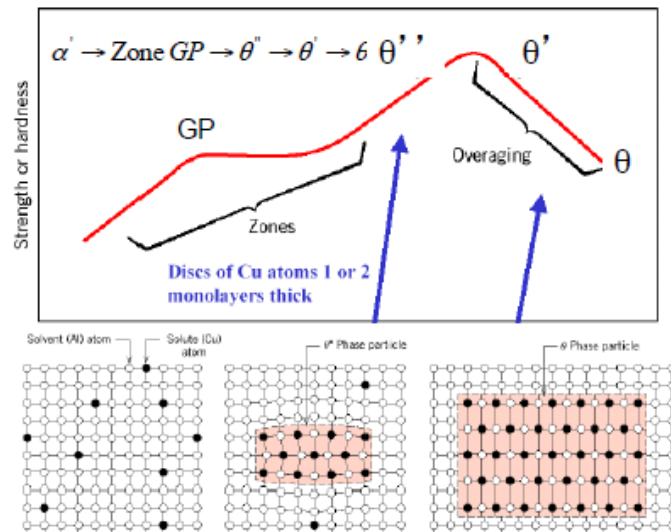


Fig.1.42 Evoluzione del processo di indurimento

A temperatura ambiente le dislocazioni interagiscono con i precipitati coerenti o incoerenti, rispettivamente in due differenti modi:

- 1) Meccanismo di Ashby → I precipitati coerenti (dimensioni piccole e molto ravvicinati) sotto alti sforzi di taglio sono tagliati dalle dislocazioni. Fig.1.43a
- 2) Meccanismo di Orowan → I precipitati incoerenti (dimensioni superiore e meno ravvicinati) vengono by-passati dalle dislocazioni Fig.1.43b

Fissata la temperatura di invecchiamento, aumentando il tempo aumenta la dimensione del precipitato e la spaziatura tra di essi, come conseguenza i due meccanismi mostrano un comportamento opposto rispetto al tempo di invecchiamento; il massimo effetto in termini di indurimento si verifica quando l'energia di taglio è equivalente a quella necessaria per by-passare i precipitati. Fig.1.43c

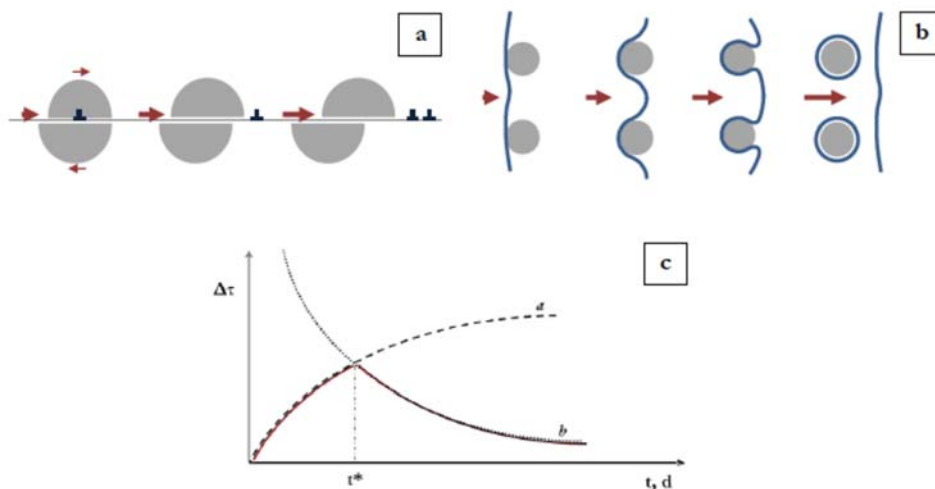
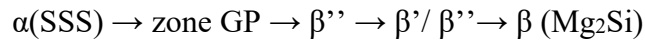


Fig.1.43 Schematizzazione dei meccanismi di Ashby a) e Orowan b), variazione dello sforzo di taglio necessario al movimento delle dislocazioni in funzione di tempo invecchiamento e dimensione dei precipitati c).

L'evoluzione dei precipitati durante il sovrainvecchiamento segue la teoria di Lifshitz, Slyozov e

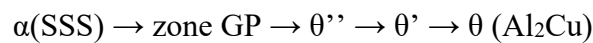
Wagner (teoria LSW), che descrive il processo di ingrossamento controllato dalla diffusione.[41]
 Il meccanismo basato sul modello di Ostwald, comporta l'ingrossamento dei precipitati più grandi a spese di quelli più piccoli che tendono a ridisciogliersi in matrice.
 Nel caso delle leghe Al-Si-Mg la sequenza di precipitazione è la seguente:



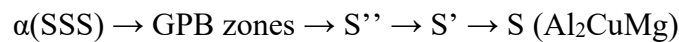
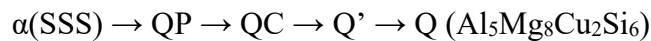
Incrementando il contenuto di Mg in una lega Al-Si-Cu-Mg si ottiene una diminuzione della temperatura eutettica e un incremento dell'indurimento per precipitazione.[42]

Tuttavia, avendo comunque il magnesio una solubilità limitata nella lega Al-Si, pari allo 0.5÷0.6 %, non è vantaggioso andare oltre lo 0.7%.

Inoltre, l'incremento delle caratteristiche meccaniche delle leghe Al-Si-Cu-Mg è conseguente alla precipitazione nella regione interdendritica della fase θ' (Al₂Cu), di seguito la sequenza di precipitazione[43][44] :



La presenza di contestuale di Cu e Mg nella soluzione solida sovrassatura comporta la formazione di altri composti indurenti, la fase quaternaria Al₂Mg₈Cu₂Si₆ (Q') e la fase ternaria S'-Al₂CuMg, di seguito le sequenze di precipitazione[43] :



In caso di esposizioni prolungate a temperature superiori a 200°C, le principali fasi indurenti diventano instabili, ingrossano rapidamente e si dissolvono.

Nonostante la crescita di questi precipitati rallenti esponenzialmente con l'aumentare del tempo di invecchiamento, il contributo delle fasi secondarie alla resistenza in temperatura diminuisce in maniera monotona, portando ad una microstruttura non idonea a resistere alle alte temperature.[24][45]

Secondo Wang [46] l'incremento di durezza e resistenziale delle leghe Al-Si-Cu-Mg è dovuto principalmente alla presenza di Cu (sotto forma di fase θ') nella matrice α -Al.Fig.1.44

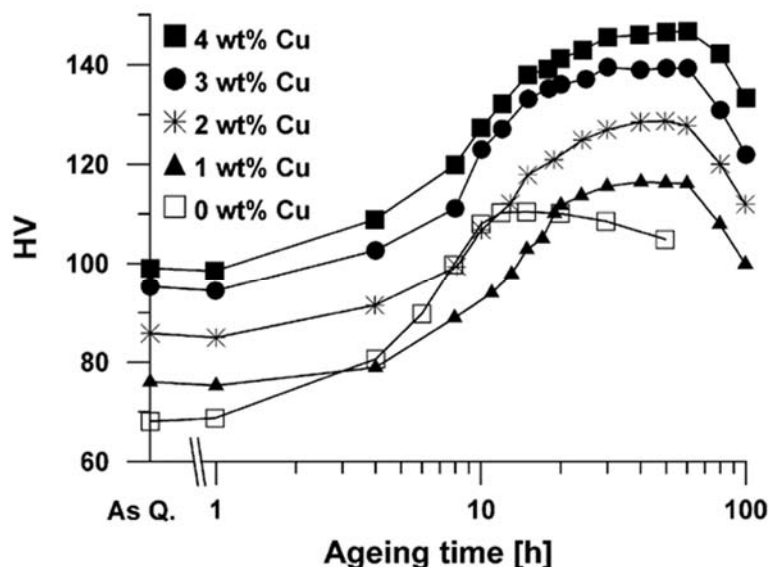


Fig.1.44 Curve di invecchiamento di una lega Al-Si-Cu-Mg a 160 °C.

La presenza di Mg e di Cu migliora la stabilità termica a causa della precipitazione di un elevato numero di fasi piccole e ben distribuite, che fungono da ostacolo alle dislocazioni.

Ciò porta ad un incremento delle caratteristiche tensili ma diminuisce la duttilità della lega a causa della fragilità intrinseca di questi intermetallici.[47][48]

Incrementando la temperatura di invecchiamento, le caratteristiche meccaniche diminuiscono, tale aspetto può essere correlato ad una minore stabilità (tendenza all'ingrossamento) delle fasi coerenti o semicoerenti.Fig.1.45[48]

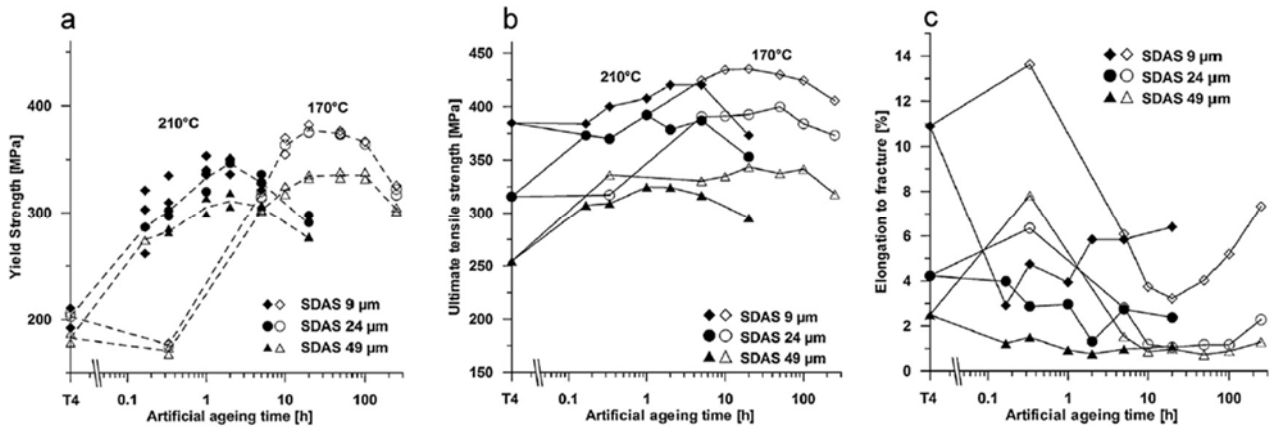


Fig.1.45 Caratteristiche tensili di una lega Al-Si-Cu-Mg invecchiata a 170 °C e 210°C.

In conclusione, le proprietà meccaniche di una lega Al-Si-Cu-Mg sono determinate principalmente dalla composizione chimica, dalla morfologia, dalla distribuzione e dalle dimensioni dei precipitati formati durante la decomposizione della soluzione solida sovrassatura.[43]

Un parametro critico dal quale dipendono tutte queste caratteristiche microstrutturali è la velocità di raffreddamento, che ha anche un effetto su altri parametri come lo SDAS, la morfologia del Si eutettico e la forma e dimensioni dei difetti fusori.[24][22]

Un incremento in termini di velocità di raffreddamento comporta fasi intermetalliche più fini, SDAS ridotto, eutettico più fine e sferoidizzato; tutto concorre ad ottenere caratteristiche resistenziali più elevate.Fig.1.46[26][44]

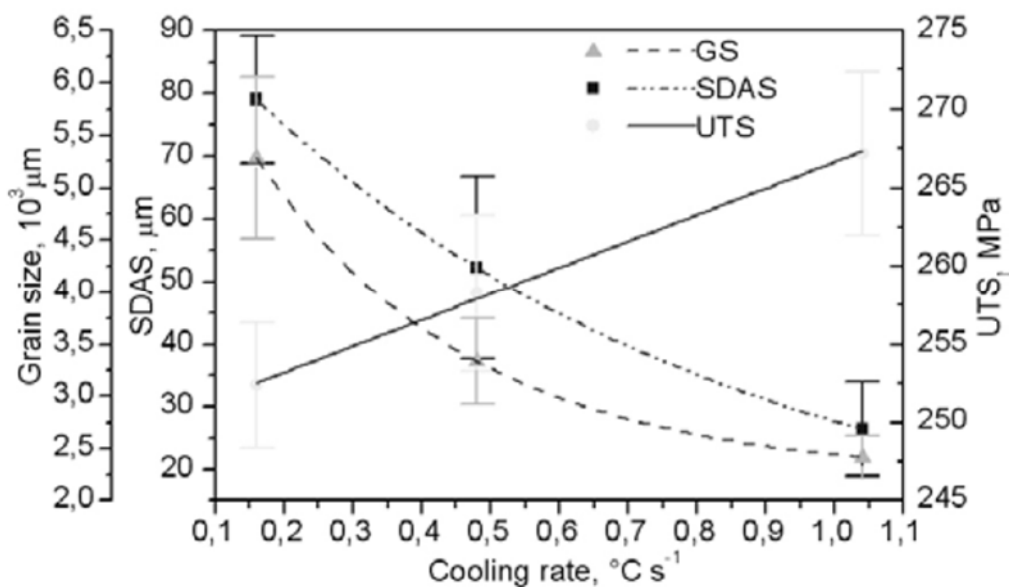


Fig.1.46 Variazione delle dimensioni di grano, SDAS e UTS in funzione della velocità di raffreddamento.[26].

Capitolo 2:

Testa motore in applicazioni motoristiche ad elevate prestazioni

La testa è un componente fondamentale in un motore endotermico, racchiudendo l'elemento forse più strategico: la camera di combustione, volume nel quale si sviluppa il lavoro termodinamico responsabile del moto assiale del pistone. Fig.2.1

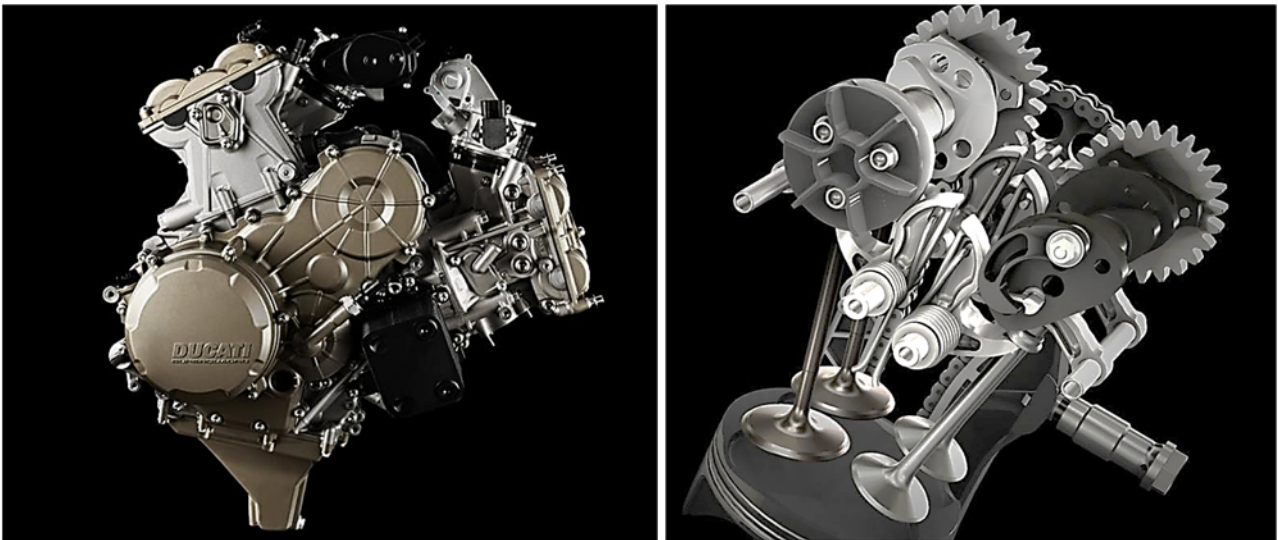


Fig.2.1 Immagini rappresentative di una testa motore/camera di combustione.

La testa motore, oltre ad avere una notevole complessità geometrica, deve resistere ad elevate sollecitazioni in funzionamento, in quanto oltre ad essere molto sollecitata dal punto di vista termico, deve garantire anche una elevata resistenza alla fatica sia a temperatura ambiente che a caldo.

L'architettura di un motore da competizione 4 cilindri è costituita da n°2 teste (anteriore e posteriore), le quali devono alloggiare rispettivamente n°8 valvole in lega di Ti (n°4 di aspirazione, n°4 di scarico) e n°2 alberi a camme in acciaio.

Dal punto di vista tecnologico la testa motore viene realizzata in lega di Al mediante processo di colata in sabbia in gravità o bassa pressione, a tal proposito è fondamentale, per garantire il corretto funzionamento del componente, un elevato livello di integrità strutturale, in quanto l'eventuale presenza di difetti fusori, oltre a deteriorare la resistenza a fatica, potrebbero causare perdite di liquidi lubro-refrigeranti (acqua-olio) dal componente.

Nei seguenti paragrafi verrà illustrata l'attività svolta da Ducati al fine di ottimizzare il processo fusorio della testa motore oggetto dello studio, e rendere il componente in grado di sopportare i carichi e le sollecitazioni termomeccaniche in esercizio.

2.1 Sollecitazioni in esercizio e caratteristiche richieste

La testa motore è soggetta a carichi in esercizio di natura termomeccanica, derivanti dai cicli di pressione e temperatura delle fasi di combustione e da stress meccanici derivanti dal moto dei vari componenti della distribuzione (valvole, bilancieri, alberi a camme). Di seguito è riportata una schematizzazione delle principali sollecitazioni agenti sul componente:

- Stress di fatica derivanti dai cicli di pressione agenti in camera di combustione.
- Stress di fatica derivanti dalla dinamica di funzionamento degli organi della distribuzione
- Stress statici e di fatica in zona di giunzione tra testa e semibasamento superiore
- Stress di natura statica derivanti dall'assemblaggio sedi valvola
- Stress di fatica in zona filettatura candela, a seguito del decadimento di durezza subito dalla lega durante le fasi di funzionamento a temperature superiori a 200°C.

Le analisi effettuate all'interno di Ducati, hanno evidenziato come, oltre ad alcune problematiche di cricche occorse in varie zone critiche del componente e rotture premature dovute alla presenza di difetti fusori, la causa principale che ha reso necessario l'utilizzo di leghe aventi una maggior stabilità termica ed una maggior resistenza alla fatica, sia la necessità di incrementare la resistenza nelle zone della filettatura candela dove si concentravano i cedimenti. Fig.2.2

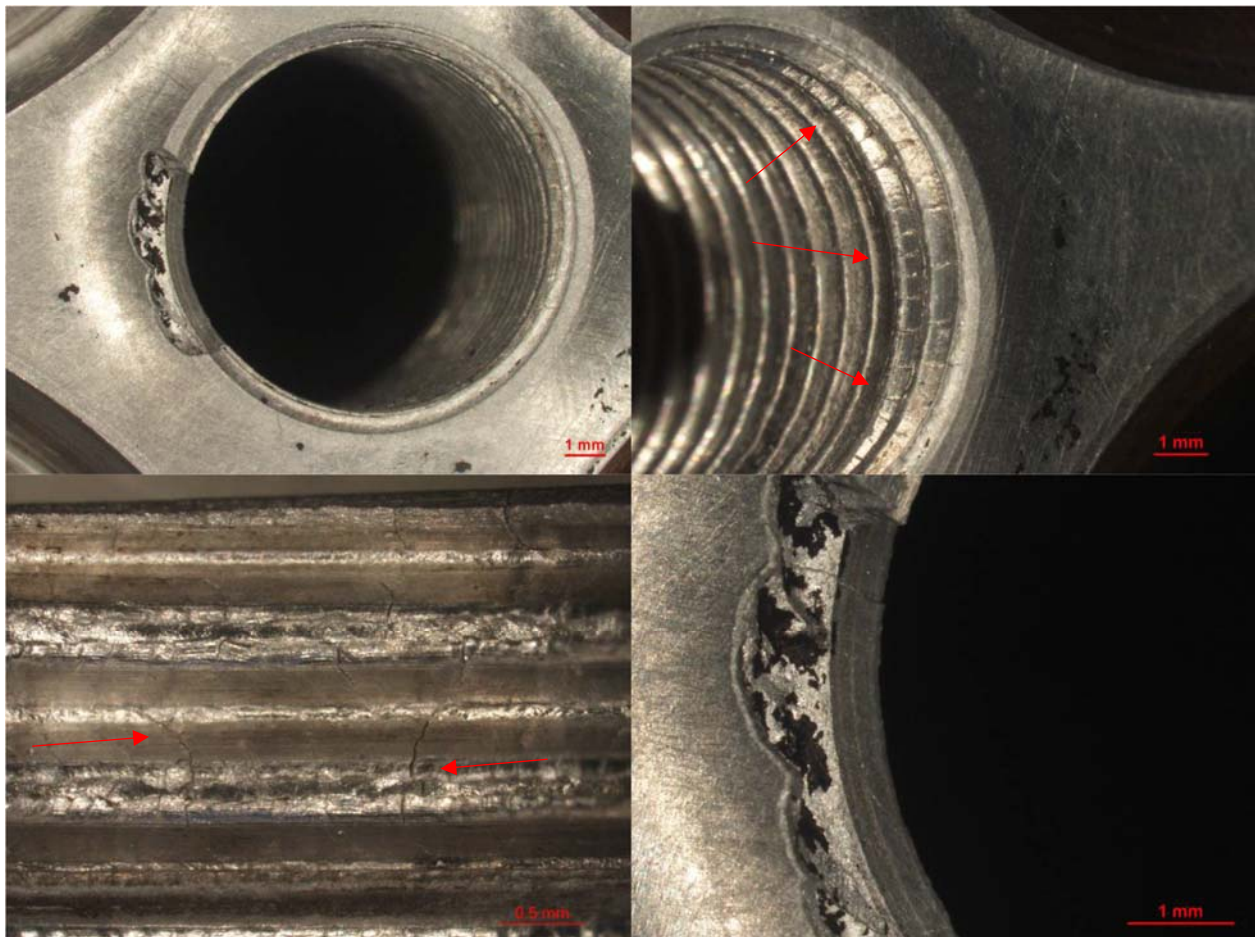


Fig.2.2 Distacchi di porzioni di materiale e cricche in zona filettatura candela

Le analisi effettuate in Ducati, sulle superfici di frattura delle cricche presenti in zona filettatura, hanno permesso di individuare tratti morfologici riconducibili ad una propagazione avvenuta per fatica con zona di innesco localizzata in corrispondenza della cresta della filettatura. Fig.2.3-2.4

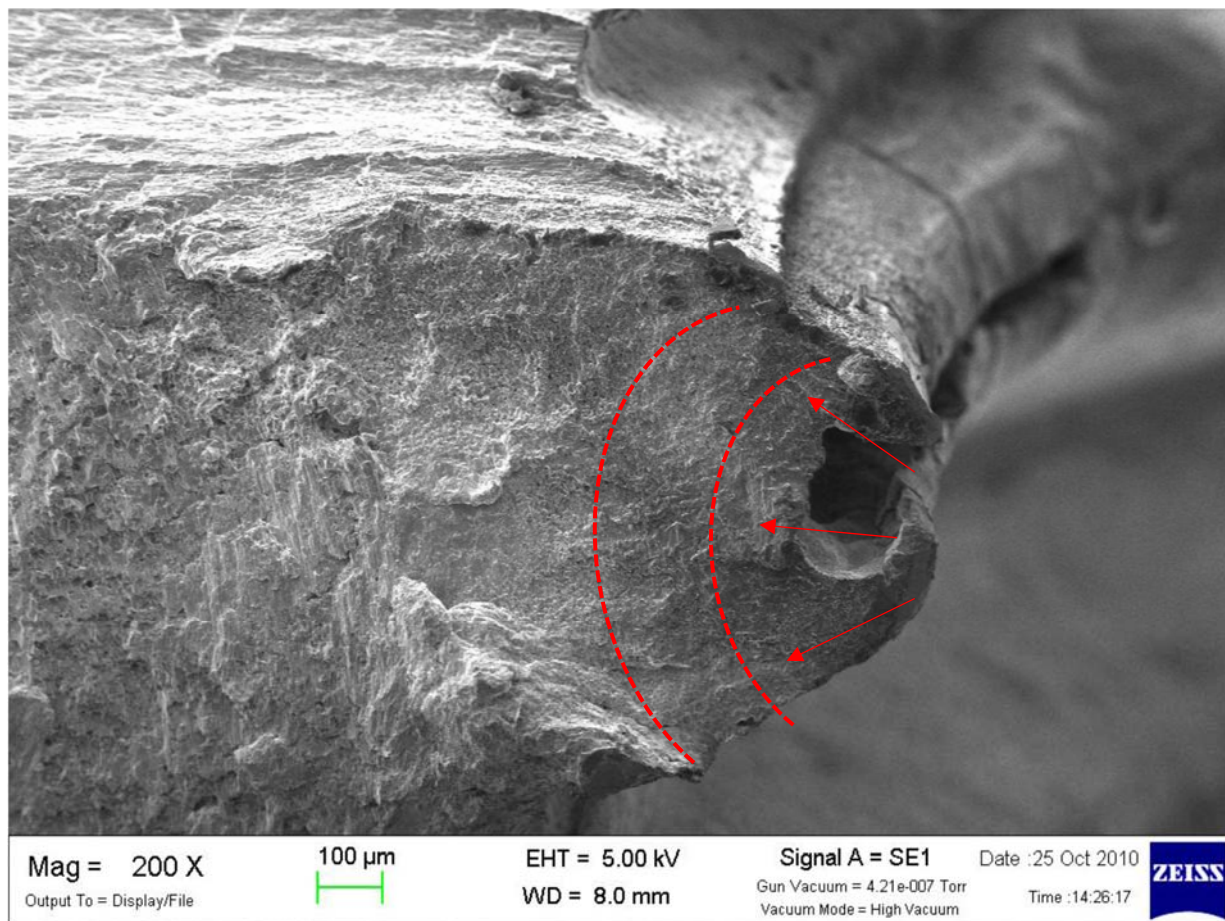


Fig.2.3 Superficie di frattura in zona filettatura candela

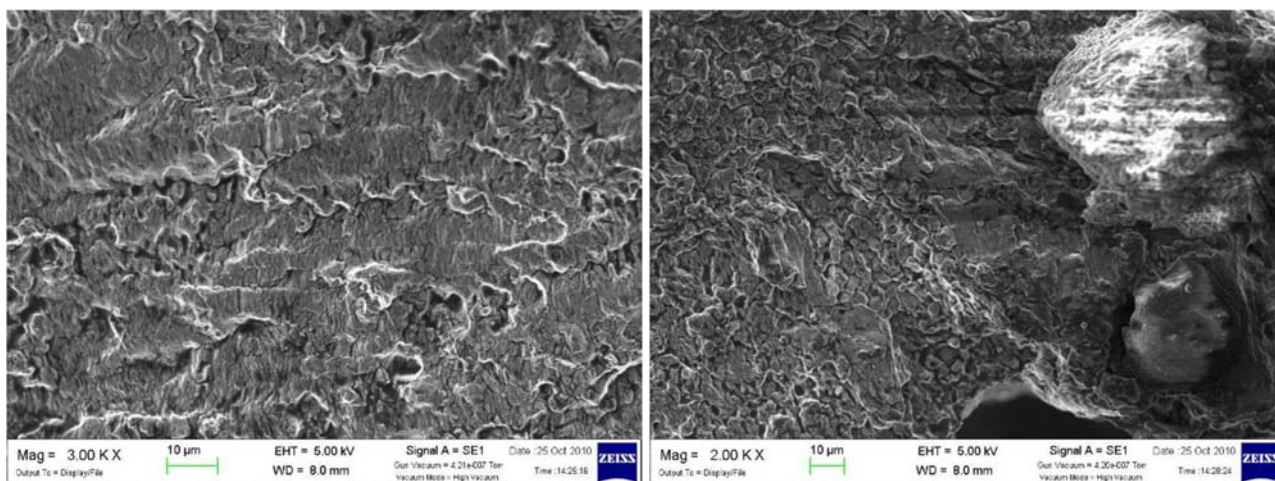


Fig.2.4 Dettaglio della propagazione a fatica

Le prove di durezza in sezione, effettuate in Ducati, in corrispondenza della filettatura candela, consentirono di individuare come causa principale di genesi delle cricche e successiva propagazione, con formazione di distacchi di porzioni di materiale, il decadimento di durezza subito dalla lega per effetto delle gravose temperature di funzionamento (conseguente ad ingrossamento dei precipitati indurenti e dunque overaging).

In Fig.2.5 è rappresentato il decadimento della durezza subito in funzionamento dalla lega AlSi7Mg0.6 (A357) in corrispondenza della filettatura candela.

Nel grafico è riportato un confronto tra diversi componenti aventi un tempo di utilizzo similare (900 minuti) in due differenti posizioni (lato condotto aspirazione → zona più fredda; lato condotto di

scarico → zona più calda); il filetto indicato con il n°1 è il più vicino alla camera di combustione.

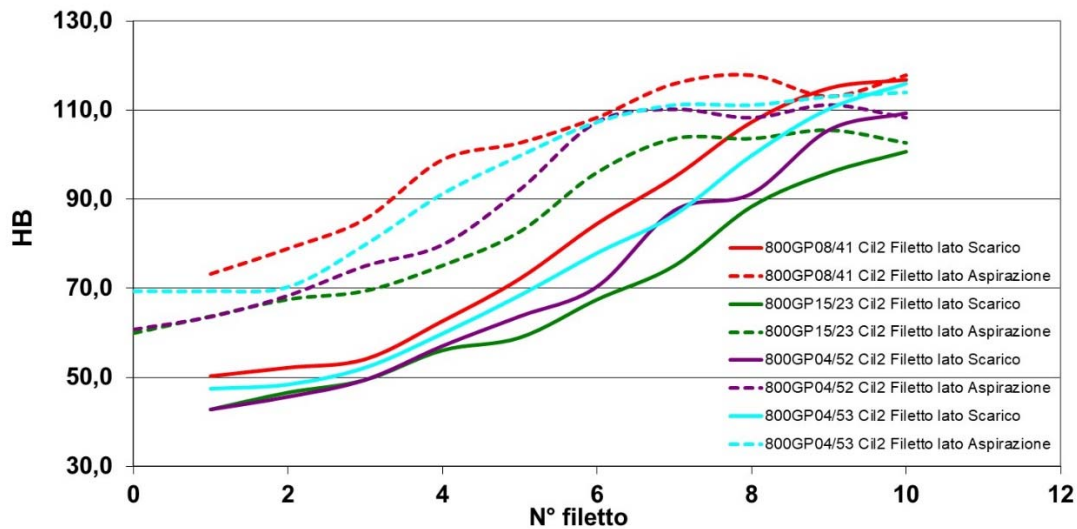


Fig.2.5 Andamento della durezza in sezione di una lega AlSi7Mg0.6 (A357) in corrispondenza della filettatura candela.

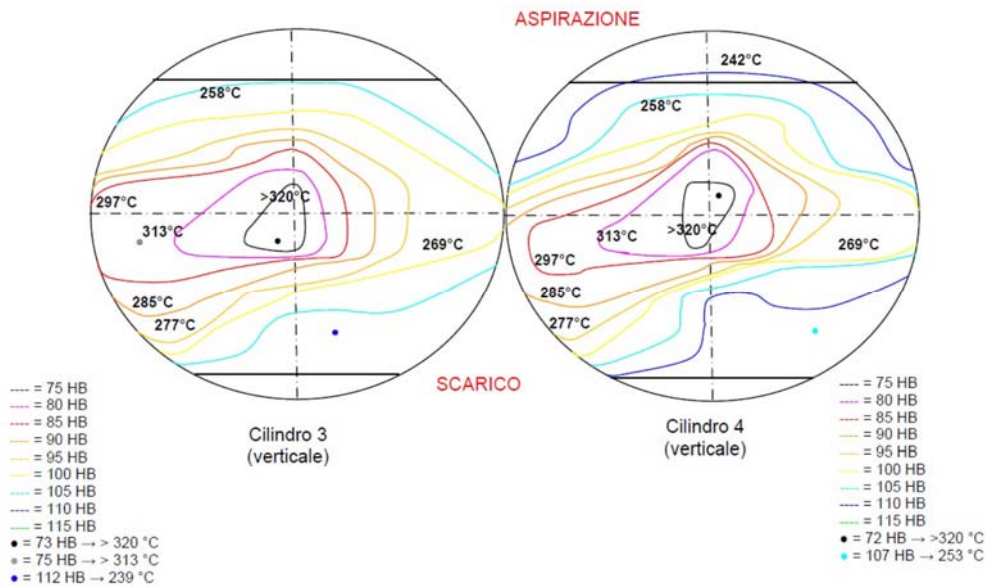


Fig.2.6 Andamento della durezza in zona cielo pistone

Considerando per la lega in oggetto una durezza iniziale pari a 115 HBW, si nota chiaramente come nei primi filetti la durezza residua sia più che dimezzata.

Ulteriori valutazioni della durezza, effettuate sul cielo del pistone, hanno confermato come la zona più calda sia quella relativa alla superficie sottostante alla candela, zona in cui si verifica la propagazione della combustione. Fig.2.6

Oltre alle problematiche occorse in corrispondenza della zona candela, nelle immagini seguenti è riportata una mappa degli stress presenti nelle zone più critiche della testa (per motivi di riservatezza non sono riportati i valori assoluti delle tensioni). Fig.2.7-2.9

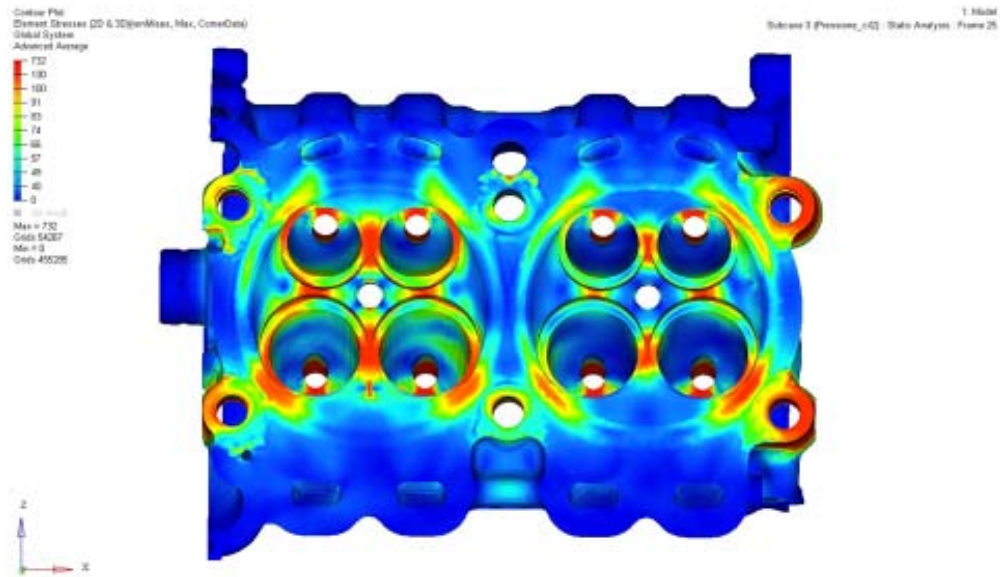


Fig.2.7 Analisi FEM zona piatto fiamma

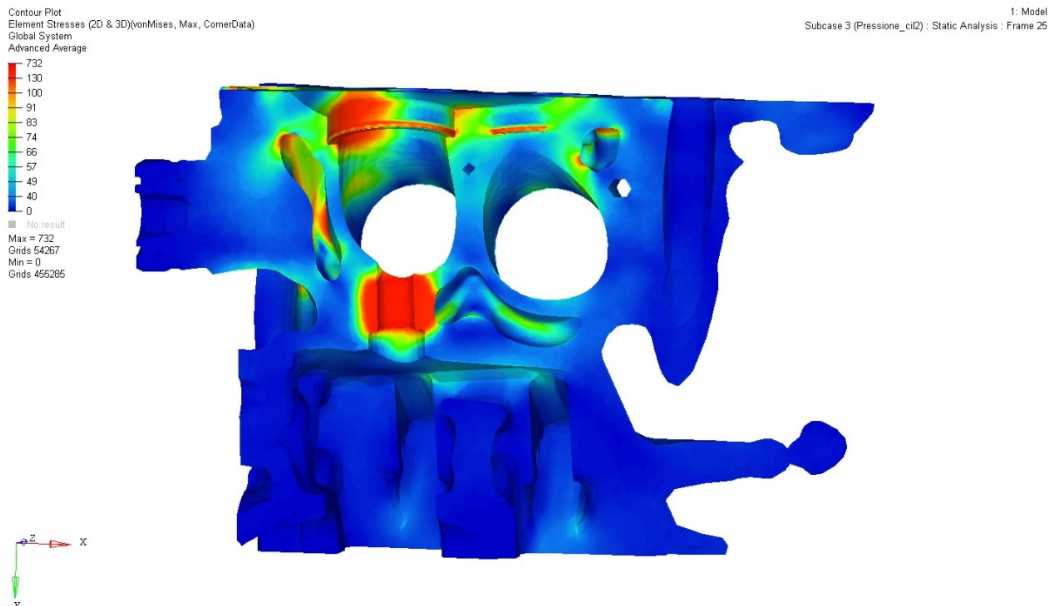


Fig.2.8 Analisi FEM zona guida valvola e sedi

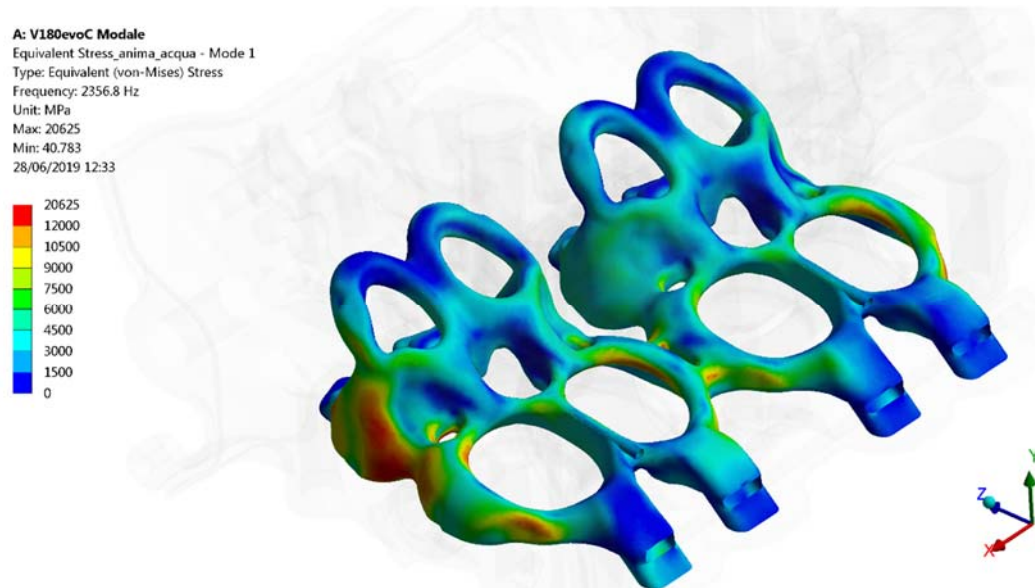


Fig.2.9 Analisi FEM delle superficie delle intercedini acqua in zona guida valvola e sedi valvola

2.2 Leghe utilizzate per la realizzazione del componente

Nel corso degli anni, sono state sperimentate diverse tipologie di leghe di Al-Si-Mg e Al-Si-Cu-Mg per la realizzazione della testa motore.

La composizione chimica percentuale è riportata nella tabella seguente; tutte le leghe considerate sono state impiegate allo stato T6. Tab.2.1

	Si	Mg	Mn	Cu	Fe	Ti
AlSi7Mg0.6 (A357)	6.5 - 7.5	0.4 - 0.7	0.05 - 0.1	0.1 - 0.2	0.12 - 0.2	0.04 - 0.2
AlSi5Cu1Mg0.6 (C355)	4.5 - 5.5	0.4 - 0.6	0.05 - 0.1	1.0 - 1.2	0.13 - 0.2	≤ 0.2
AlSi7Cu1Mg0.6 (A357+Cu)	6.5 - 7.5	0.5 - 0.7	≤ 0.03	1.0 - 1.5	≤ 0.08	0.1 - 0.2

Tabella.2.1 Composizione chimica percentuale delle leghe utilizzate per la realizzazione della testa

La lega A357 è caratterizzata da caratteristiche meccaniche medio-elevate ma come visto in precedenza manifesta un importante decadimento della durezza per temperature superiori a 180°C e tale aspetto ne limita l'utilizzo in applicazioni critiche dal punto di vista termomeccanico.

Per incrementare le caratteristiche meccaniche del componente alle elevate temperature è stata introdotta la lega AlSi5Cu1Mg0.6 (C355), tale tipologia di lega è in grado di garantire più elevate caratteristiche meccaniche durometriche in un intervallo di temperatura compreso tra 190°C-280°C. Nel grafico di Fig.2.10 è riportato l'andamento della durezza della lega C355, a confronto con altre leghe di alluminio, valutata a diverse temperature in funzione del tempo di utilizzo.

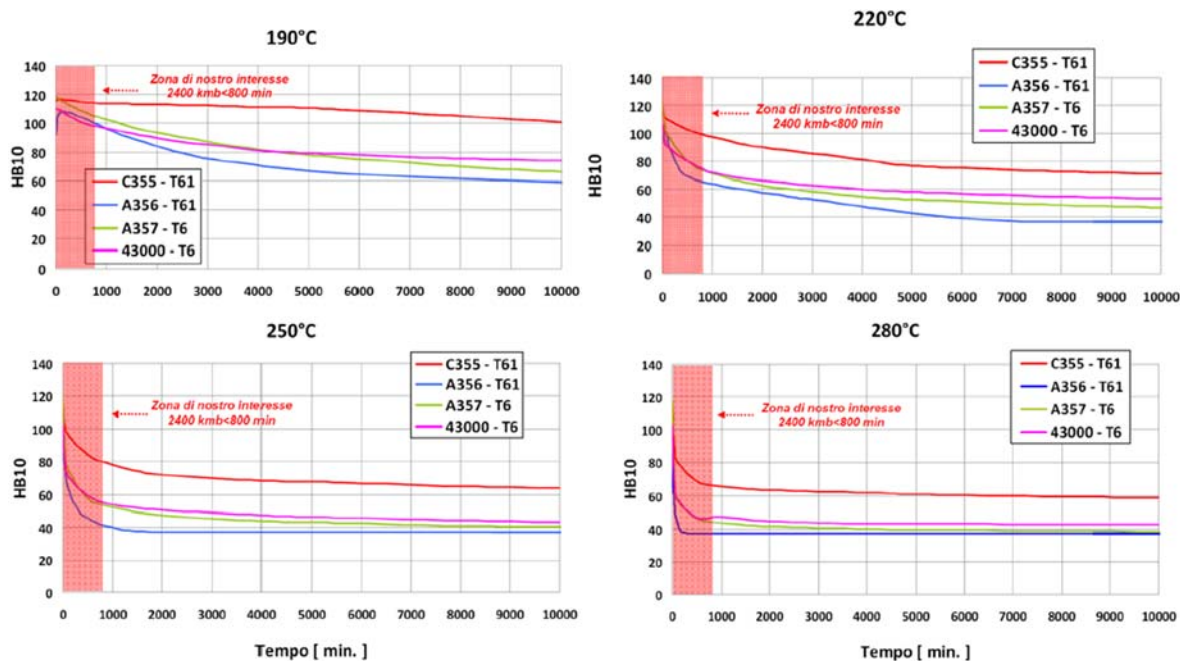


Fig.2.10 Curve di decadimento della durezza di diverse leghe Al-Si e Al-Si-Cu-Mg [1-3]

Al fine di incrementare ulteriormente le caratteristiche meccaniche nell'intervallo di funzionamento e le doti di colabilità, è stata introdotta una lega avente un contenuto di Si superiore rispetto alla lega C355 [1], nella tabella seguente sono riportate le caratteristiche meccaniche teoriche ottenibili, riferite a valori di SDAS medi pari a 40 μm . Tab.2.2

	Rm (MPa)	Rp0.2 (MPa)	A%	HBW
A357	320	300	3	115
C355	340	300	2	120
A357+Cu	360	320	2	125

Tabella.2.2 Caratteristiche meccaniche teoriche ottenibili sulle leghe utilizzate per realizzare la testa

2.3 Studio di processo

Le teste motore attualmente utilizzate per le competizioni sportive vengono realizzate mediante colata in bassa pressione utilizzando una formatura chimica delle sabbie delle forme e delle anime; in particolare in questi ultimi anni si è passati direttamente alla tecnologia del *digital sand printing* per la realizzazione delle anime.

Tale tecnologia consente di ottenere delle anime direttamente da modello matematico senza dovere realizzare attrezzature di formatura.

L'implementazione della colata in sorgente, con iniezione del metallo liquido in bassa pressione, ha consentito di migliorare notevolmente la qualità del fuso diminuendo sensibilmente la presenza di difetti fusori.

Di seguito alcuni dei vantaggi tecnologici derivanti dall'introduzione della colata in bassa pressione Fig.2.11:

- Controllo accurato della fase di riempimento del modello, correlato alla rampa di pressione sul pelo libero del forno, contrariamente ad una colata in gravità in cui ci si affida ai filtri all'apice dei rami di colata per riordinare il flusso di metallo liquido, mitigando il livello di turbolenza in fondo al bastone.
- Eliminazione dei carichi sui banchi camme, visto che terminato il riempimento, la pressione nel forno può salire fino a 1.6bar garantendo una sufficiente spinta sul modello; ciò si traduce in caratteristiche tensili elevate anche in zona vano olio.
- Adozione di un raffreddatore integrale sul piatto fiamma, visto che il layout di colata andrebbe rovesciato rispetto ad una colata in gravità.

In una colata tradizionale, gli attacchi di colata alimentano tipicamente le colonnette di fissaggio testa mentre i banchi camma, come detto al punto precedente, costituiscono i carichi; ciò si traduce nella necessità di restringere la zona raffreddata alla sola camera di combustione senza beneficiare in pieno della riduzione di SDAS.

D'altra parte, la colata in bassa pressione rappresenta un processo più complesso della tradizionale colata in gravità, visto che:

- Occorre una notevole esperienza di fonderia per garantire il corretto degasaggio e la rimozione delle impurezze alla bocca di mandata del forno.
- Occorre definire attentamente la rampa di pressione nel forno affinché si preservino le sabbie dalla rottura o dallo spostamento relativo, ma al contempo i tempi siano ridotti per garantire un completo riempimento della forma in regime laminare.
- Occorre assicurare una piena evacuazione dell'aria contenuta nella forma, praticando sulla motta superiore dei fori di sfiato ben dimensionati e distribuiti.

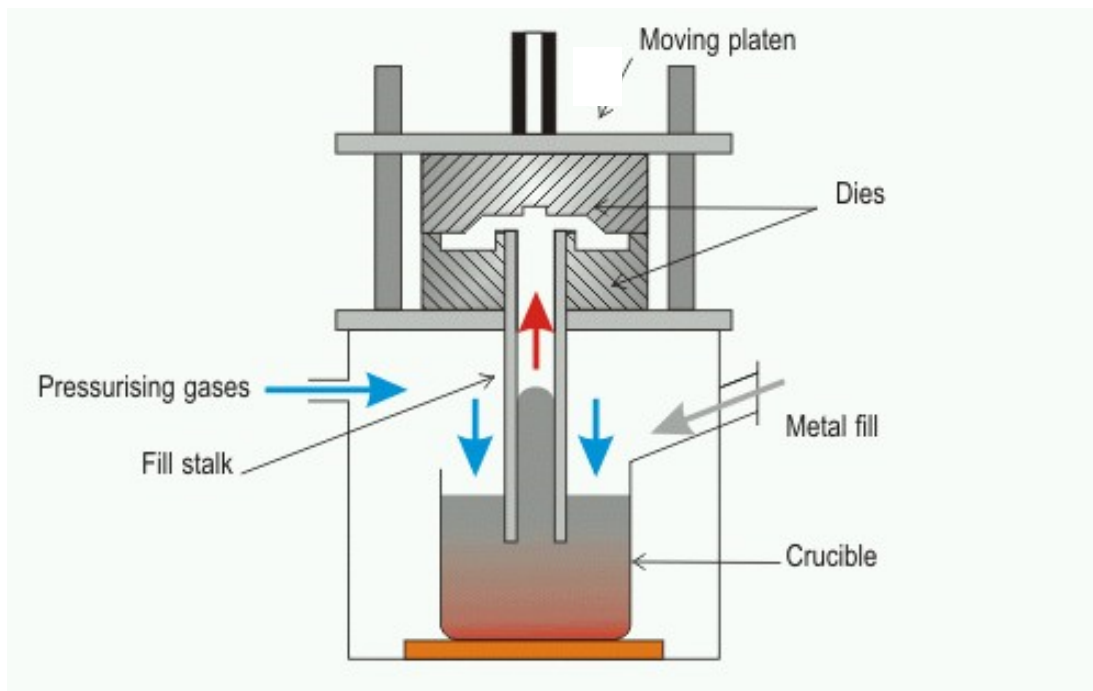


Fig.2.11 Schematizzazione di un impianto per la colata in bassa pressione

Al fine di ottimizzare le caratteristiche microstrutturali e quindi incrementare localmente la resistenza a fatica del getto, si è pensato di implementare un sistema di refrigerazione forzata della camera di combustione in corso di colata.

In primo luogo, per incrementare la cinetica di raffreddamento in camera di combustione e quindi ottenere bassi valori di SDAS e conseguentemente elevate caratteristiche meccaniche, il tradizionale

raffreddatore in acciaio è stato sostituito con un elemento realizzato in un materiale avente una più elevata conducibilità termica, che fosse colabile e quindi dotato di un'intercapedine che ne consentisse la refrigerazione forzata.

Una breve analisi comparativa tra le opzioni utilizzabili in fonderia ha suggerito l'impiego della lega di alluminio Al-Si, nella tabella seguente sono riportate le caratteristiche dei vari raffreddatori oggetto di indagine. Tab.2.3

MATERIALE	Conducibilità Termica [W/mC°]
Acciaio	55
Ghisa	50
Bronzo Al	40
Al-Si	152

Tabella.2.3 Caratteristiche termiche relative ai materiali utilizzati per realizzare i raffreddatori

E' stato pertanto ridisegnato il raffreddatore alloggiandovi l'intercapedine, evidenziata in azzurro in Fig.2.12, la quale costituisce esattamente un offset di 5mm della camera di combustione, collegabile alla rete di alimentazione del fluido refrigerante mediante innesti rapidi, consentendo quindi una rapida messa in funzione dell'impianto pochi istanti prima della colata.

L'adozione di un siffatto raffreddatore è stata accompagnata dalla rimozione, dal ciclo di lavoro della tradizionale fiammatura, storicamente eseguita in fase di ramolaggio e finalizzata alla rapida rimozione di umidità e residui, accumulati nella precedente fase di stoccaggio.

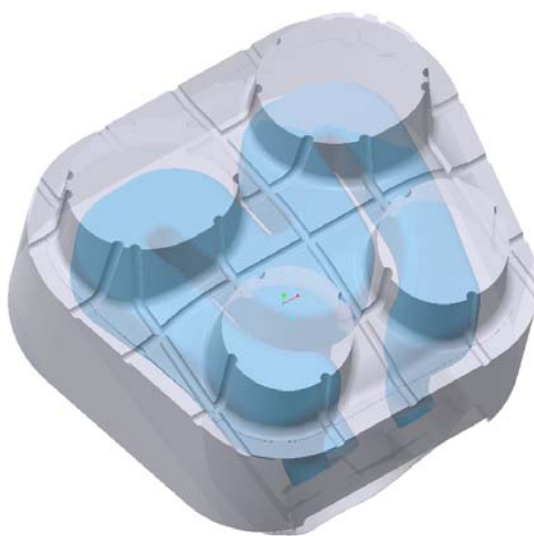


Fig.2.12 Raffreddatore camera di combustione

Una volta prodotto il primo kit di raffreddatori con intercapedine, si è potuta avviare un'indagine comparativa, volta a definire il metodo più efficiente per la riduzione dei tempi di solidificazione, colando le seguenti soluzioni:

Geometria 30135101B/30135111B → caratterizzata dall'adduzione di H₂O ai raffreddatori in alluminio della camera di combustione, alimentando ciascun modello con i suoi due raffreddatori direttamente dalla rete idrica, registrando con flussimetro una portata di alimentazione di 10 l/min a partire da 10min prima del ramolaggio, mantenuta fino a 10min dopo il riempimento del modello ed infine monitorando la temperatura d'ingresso a ciascun raffreddatore ed in uscita sullo scarico in fognatura.

La coppia di teste colata in tale occasione è stata poi sottoposta a:

- Scansione laser e rilievo con braccetto degli spallamenti bilancieri, in maniera da quantificare, in configurazione *as-cast*, la distorsione eventualmente indotta sul getto dalla refrigerazione spinta del piatto fiamma. L'esame dei rilievi dimensionali non ha evidenziato anomalie.
- Taglio in spezzoni longitudinali e successiva verifica mediante raggi X e liquidi penetranti fluorescenti (pre-HIP), certificando l'integrità dei getti
- Trattamento di pressatura isostatica a caldo (490°C per 2h) e trattamento termico T6.
- Caratterizzazione tensile e misura SDAS in corrispondenza del ponticello scarico/aspirazione.

Geometria 30135101C/30135111C → colata con raffreddatori tradizionali in acciaio AVP e temperatura in siviera $705\pm 5^\circ\text{C}$ (anziché $725\pm 5^\circ\text{C}$ come nella normale produzione). La riduzione di circa 20°C della temperatura di colata è stata resa possibile dall'incremento di permeabilità della forma garantito dalla deposizione di fuliggine di C_2H_2 su tutte le pareti lambite dal fronte di colata (incluso bastone e rami), pratica quest'ultima comunemente adottata in fonderia al fine di risolvere problematiche di mancato riempimento di un modello in gravità. La presenza di incombusti carboniosi dovrebbe infatti migliorare lo scorrimento del metallo sulle pareti della sabbia. Fig.2.13



Fig.2.13 Aspetto della motta a seguito dell'operazione di fiammatura

La coppia di teste colata in tale occasione è stata sottoposta allo steso iter di qualifica descritto al punto precedente, non evidenziando anomalie dimensionali o d'integrità.

Geometria 30135101D/30135111D → caratterizzata dalla adduzione di N_2 liquido ai raffreddatori in alluminio della camera di combustione. Fig.2.14

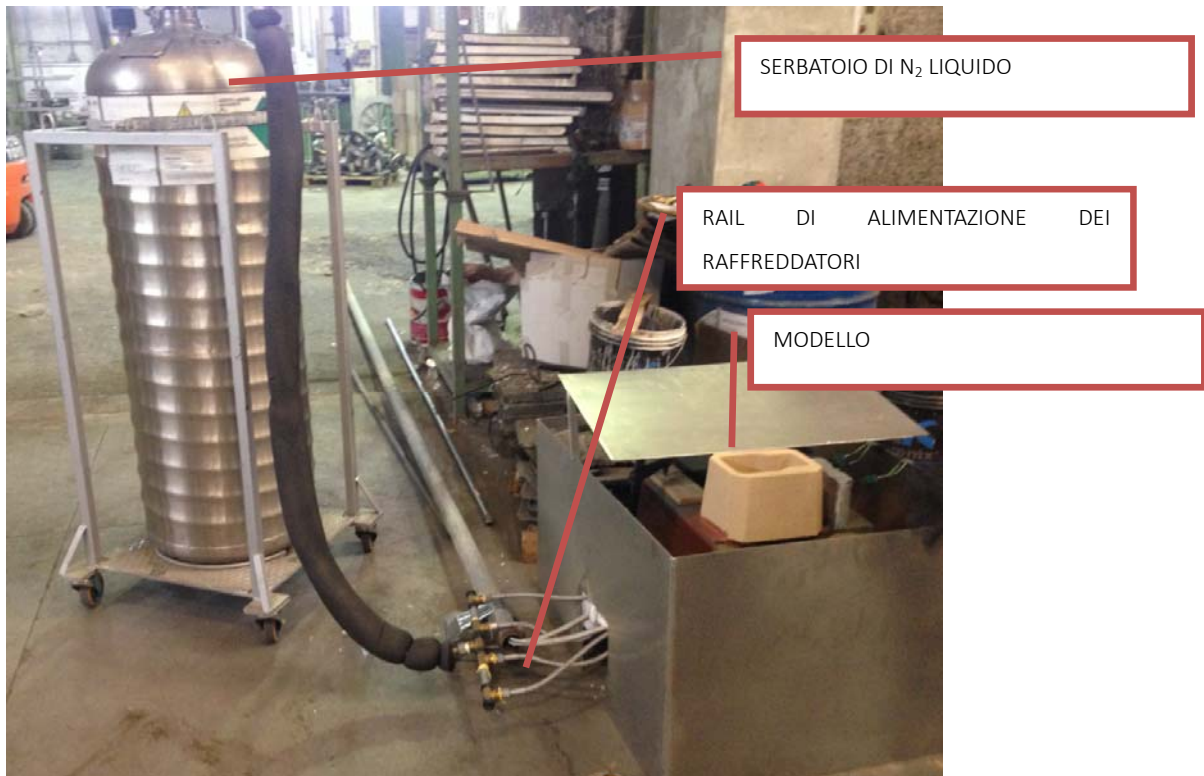


Fig.2.14 Schema dell'impianto di adduzione di N_2 liquido

Mentre l'approccio descritto in precedenza punta a ridurre i tempi di solidificazione asportando calore per convezione sull'intercapedine del raffreddatore, l'impiego di N_2 liquido è finalizzato a sottoporre il metallo liquido ad un vero e proprio shock termico, abbassando la temperatura del raffreddatore prima che quest'ultimo fosse lambito dal fronte di colata.

La dimensione dello SDAS viene infatti definita durante la crescita dendritica della fase α e tale fenomeno per la lega C355/A357+Cu avviene nell'intervallo di solidificazione *Liquidus-Eutettico* tra $620^{\circ}\text{C} \div 560^{\circ}\text{C}$, quindi ai fini pratici è importante massimizzare la velocità di raffreddamento solo nell'intervallo di formazione della fase α della lega in questione.

Il limite di tale soluzione è fissato dalla necessità di evitare che una refrigerazione eccessiva finisca per produrre brina, il cui intrappolamento all'interno della colata comporterebbe l'esplosione del modello.

L'intervallo di tempo tra l'avvio dell'adduzione di N_2 liquido ai raffreddatori e l'inizio della colata è stato quindi fissato uguale al tempo di comparsa della prima traccia di brina su un raffreddatore non ramolato e pari a 30sec.

In Fig.2.15 è riportata, per ciascuna camera di combustione, la temperatura T_{chiller} sulla pelle del raffreddatore e la temperatura T_{deck} del metallo liquido a 4mm dalla pelle del raffreddatore stesso, acquisite mediante termocoppie inserite in ciascun pozzetto candela e campionate ogni 100ms: si nota bene che nei 30sec. di refrigerazione, è stato possibile portare la temperatura del raffreddatore fino a -30°C .

Nonostante la consapevolezza che in produzione, sarebbe stato necessario adottare un certo margine di sicurezza, l'attenzione con cui è stato condotto il suddetto test ha consentito di alzare il livello di rischio in maniera da stimare il massimo vantaggio ottenibile con un approccio del genere.

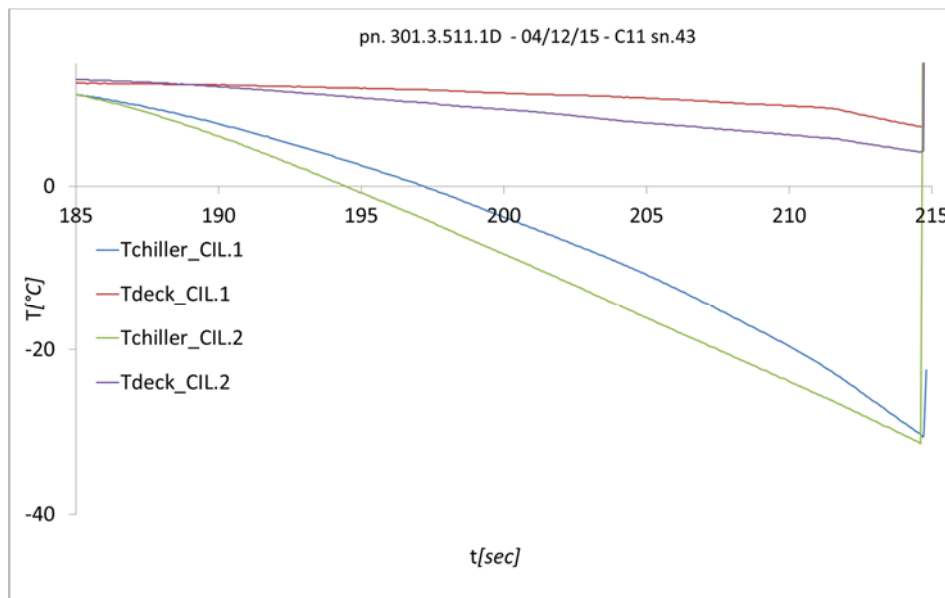
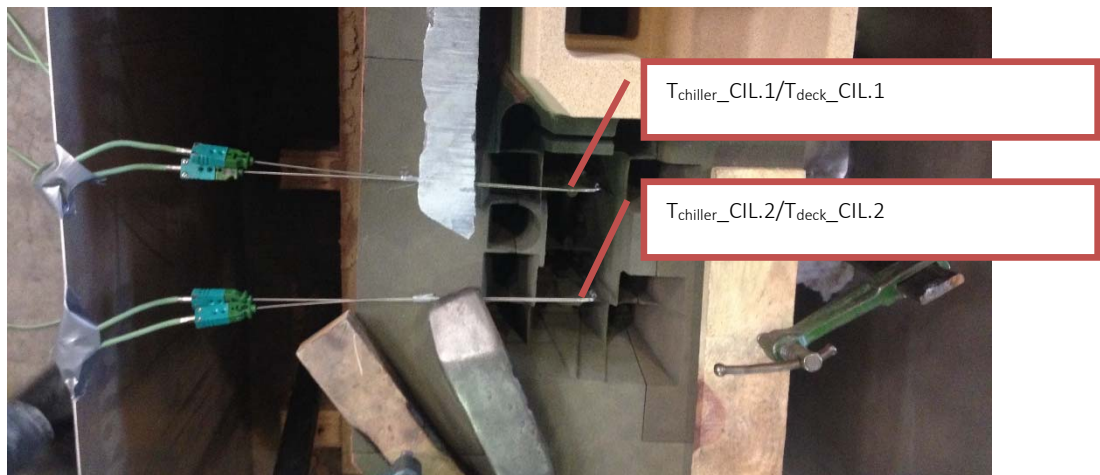


Fig.2.15 – Andamento della temperatura Tchiller e Tdeck nell'intervallo di tempo tra apertura del circuito di refrigerazione ad N2 liquido e start colata

La testa 30135111D colata in tale occasione è stata poi sottoposta allo stesso iter di qualifica descritto in precedenza, non evidenziando anomalie dimensionali o d'integrità.

2.3.1 Confronto SDAS delle teste prodotte con le varie leghe

La misura di SDAS è stata condotta in corrispondenza del ponticello SCA/ASP (vedi Fig.2.16) dei cilindri lato alternatore (lato bastone di colata), inizialmente sulla prima coppia 30135101B/30135111B e 30135101C/30135111C, utilizzando come base di confronto una coppia di teste con raffreddatori in acciaio AVP e temperatura di colata $725 \pm 5^\circ\text{C}$ (30135101A/30135111A), tutte appartenenti allo stesso lotto di colata ed allo stesso lotto di HIP+TT.

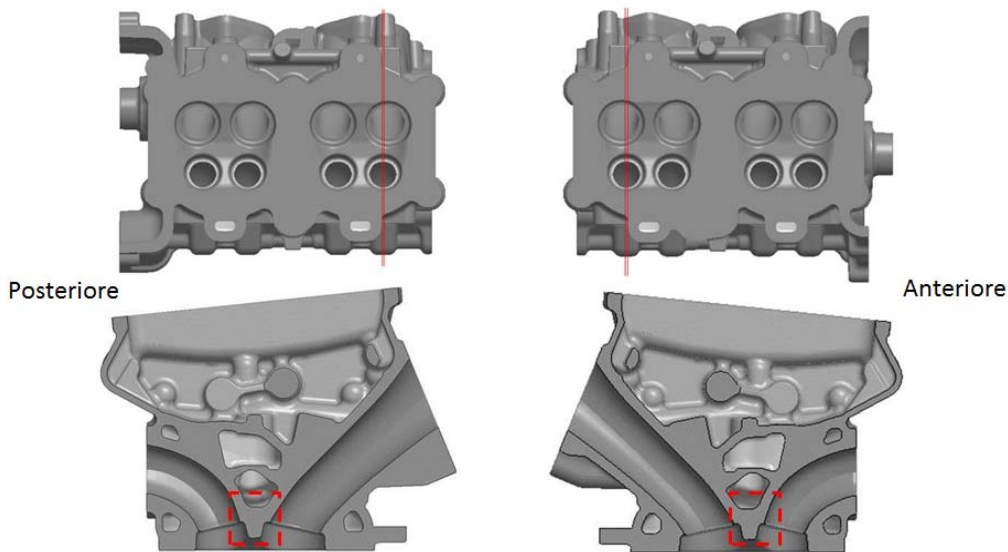


Fig.2.16 Schema di sezionamento per misure SDAS

Dal punto di vista microstrutturale, l'utilizzo di raffreddatori in alluminio con refrigerazione ad H₂O ha permesso di ottenere valori di SDAS inferiori di 5-15µm rispetto ad una soluzione con raffreddatore tradizionale.

La deposizione di fuliggine di C₂H₂ ha invece prodotto un peggioramento evidente, imputabile probabilmente al riscaldamento subito dal modello (raffreddatori compresi) in fase di fiammatura. Fig.2.17

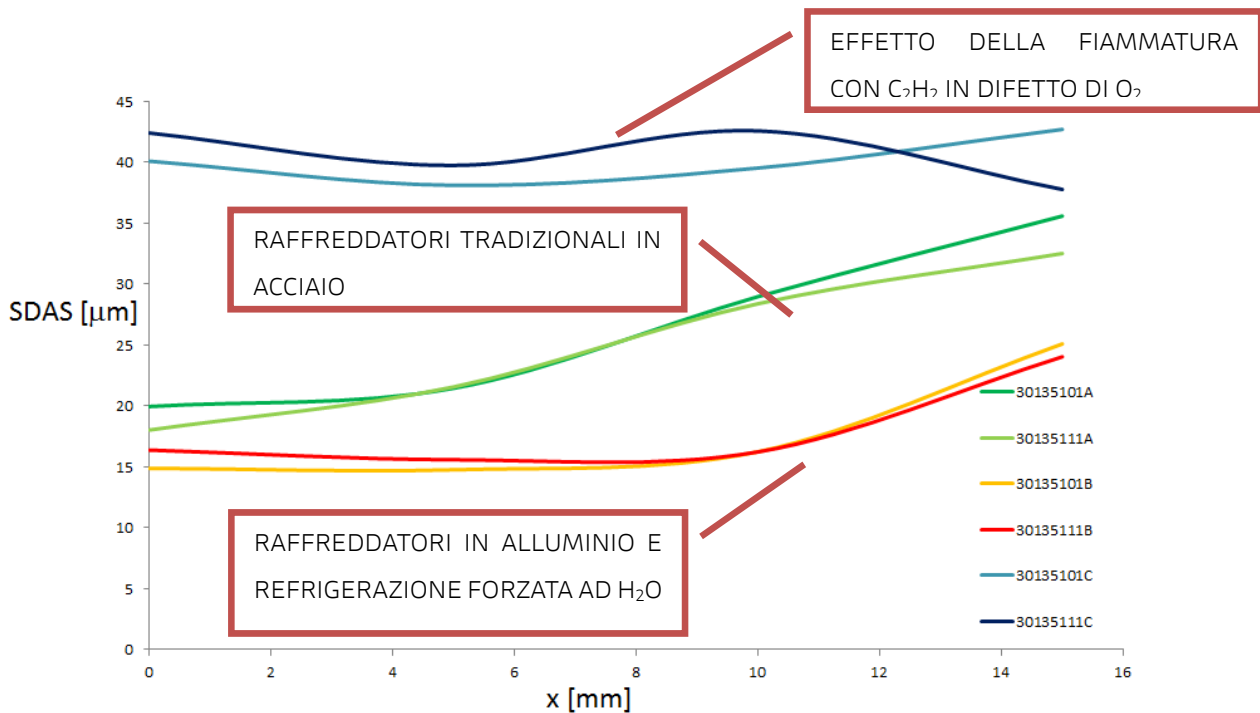


Fig.2.17 Andamento dello SDAS in zona ponticello SCA/ASP lungo lo spessore x della camera di combustione

Il fatto che la riduzione di SDAS ottenibile con una refrigerazione forzata ad H₂O sia associata ad una repentina fuoriuscita del getto dall'intervallo di solidificazione è stato comprovato acquisendo, per ciascuna camera di combustione, la temperatura T_{chiller} e la temperatura T_{deck}, mediante termocoppie campionate ogni 500 ms ed inserite nel pozzetto candela delle teste sn. 30135001A sn. 75 (colata C15 del 10/09/'15, MY 2015 quindi con raffreddatori tradizionali e temperatura di colata

725±5C°) e pn. 30135111B sn. 18 (colata C6 con raffreddatori forzati ad H₂O): la Fig.2.18 è evidenziato il dimezzamento dei tempi di solidificazione sul codice “1B”.

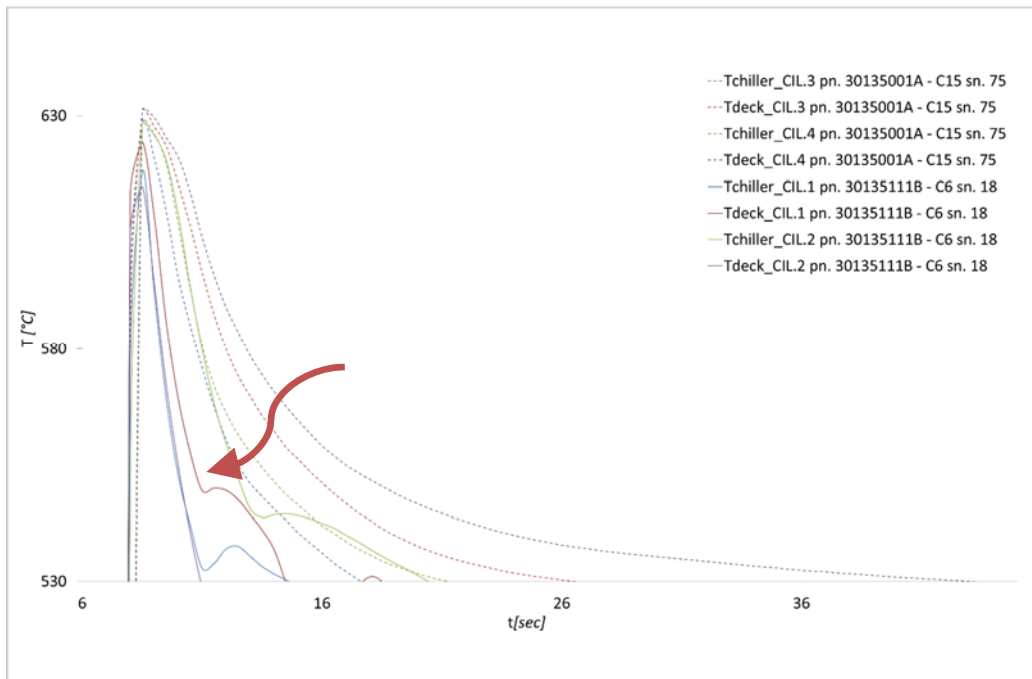
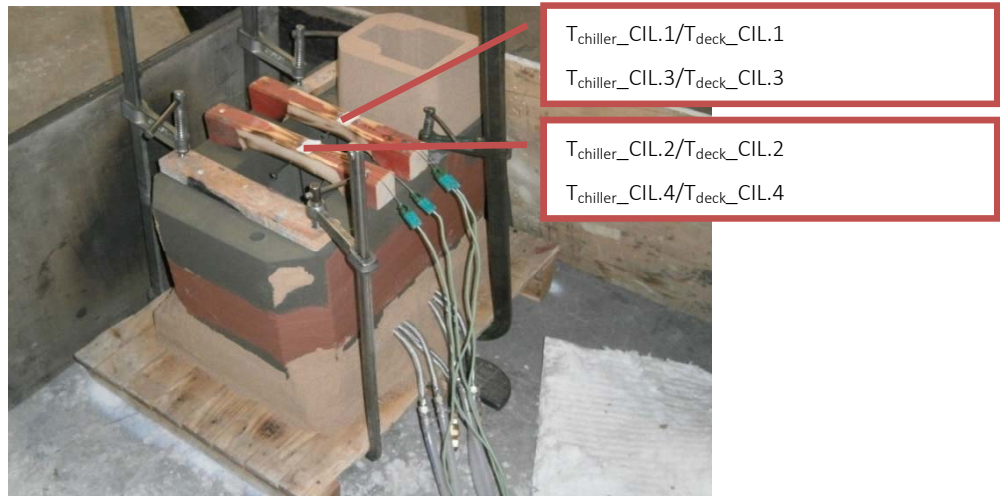


Fig.2.18 Andamento delle temperature Tchiller/Tdeck in corso di solidificazione. La refrigerazione forzata rende molto più repentina l'uscita del getto dall'intervallo di solidificazione.

Lo stesso confronto di SDAS è stato poi ripetuto su un successivo lotto di colata 30135101B/30135111B (caratterizzata dall'adduzione di H₂O ai raffreddatori in alluminio della camera di combustione) e sull'esemplare di testa 30135111D (colato con refrigerazione ad N₂ liquido).

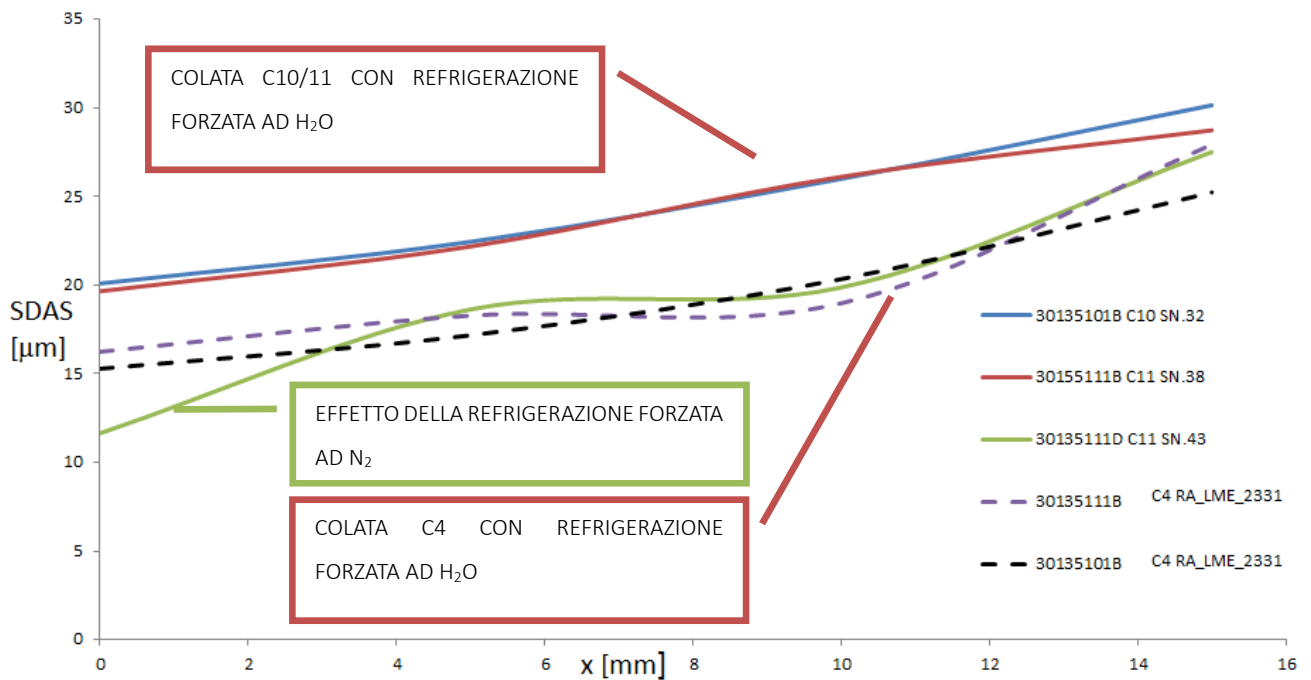


Fig.2.19 Andamento dello SDAS in zona ponticello SCA/ASP lungo lo spessore x della camera di combustione per differenti configurazioni di colata.

Dal punto di vista microstrutturale, l'utilizzo di raffreddatori in alluminio con adduzione di N_2 liquido ha permesso di ottenere valori di SDAS più bassi rispetto alla soluzione con refrigerazione ad H_2O . D'altra parte il guadagno assicurato appare molto limitato se rapportato alla notevole complicazione di processo. Fig.2.19

In secondo luogo, è apparsa non trascurabile la differenza in termini di SDAS tra le due colate con raffreddatori in alluminio refrigerati ad H_2O forzato (C4 e C10/11); per comprendere le ragioni di tale variabilità è stata valutato mediante analisi DSC l'intervallo di solidificazione delle due leghe utilizzate nelle colate, senza identificare alcuna sostanziale differenza che potesse giustificare l'incostanza del parametro microstrutturale SDAS.

Anche l'analisi chimica effettuata mediante spettroscopia ottica ad emissione (GDOES) non aveva evidenziato particolari differenze in termini di composizione chimica, tali da giustificare variazioni significative dell'intervallo di formazione della fase α .

2.3.2 Conclusioni

L'attività svolta da Ducati in fonderia ha permesso anche di confrontare i valori di SDAS ottenibili con le diverse tecniche di raffreddamento del piatto fiamma e di trarre le seguenti conclusioni relative anche alle caratteristiche meccaniche locali del componente:

- Nel caso di valori di durezza standard per il piatto fiamma di una testa cilindri in C355/A357+Cu (125÷130 HBW), l'impiego di raffreddatori in alluminio con refrigerazione ad H₂O garantisce valori di R_m intorno ai 388÷400 MPa, con un vantaggio nell'ordine del 3% rispetto ad una colata tradizionale, anche tenendo conto della variabilità di processo registrata, ancora oggetto di approfondimento.
In particolare, l'adozione di una refrigerazione forzata garantisce una sostanziale costanza di SDAS lungo lo spessore della camera di combustione, a tutto vantaggio della resistenza a fatica sulla parete dell'intercapedine inferiore.
- L'impiego di raffreddatori in alluminio con adduzione di N₂ liquido consentirebbe un ulteriore incremento delle proprietà meccaniche rispetto alla soluzione con refrigerazione forzata ad H₂O, anch'esso nell'ordine del 3%. D'altra parte, spingersi a temperature di refrigerazione così estreme comporta il rischio abbastanza concreto di intrappolare brina nel modello qualora le condizioni ambientali siano sfavorevoli o piuttosto la colata avvenga in maniera tardiva per un errore umano: l'entità del miglioramento delle caratteristiche tensili non giustifica quindi il passaggio a tale tecnologia.

Bibliografia

- [1]. M. Z. O. r. R. Mile b. Djurdjevic, "The effect of cu addition on the microstructure and thermal stability of an Al-Mg-Si alloy," *La Metall. Ital.*, 2014.
- [2] W. K. C. K. W. K. a. J. S. M. B. Djurdjevic, "Quantification of Cu Enriched Phases in Synthetic 3XX Aluminum Alloys Using the Thermal Analysis Technique."
- [3] R. R. D.M. Stefanescu, "Solidification Structures of Aluminum Alloys," *Metallogr. Microstruct. Vol 9, ASM Handbook, ASM Int.*, pp. 107–115, 2004.
- [4] J. Fred Major, "Aluminum and Aluminum Alloy Castings," *Cast. Vol 15, ASM Handbook, ASM Int.*, pp. 1059–1084, 2008.
- [5] J. Campbell, R.A. Harding, "The Freezing of Castings," *TALAT Lect. 3204*, 1999.
- [6] D. A. L. Q. G. Wang, D. Apelian, "Fatigue behavior of A356-T6 aluminium cast alloys. Part I. Effect of casting defects," *J. Light. Met. 1*, p. p.85-97, 2001.
- [7] J. Campbell, *CASTINGS, The new metallurgy of cast metals*. 2003.
- [8] G. K. Sigworth, "Fundamentals of solidification in aluminium castings," *Int. J. Met.*, vol. vol8, pp. 7–20, 2014.
- [9] P. P. D.R. Askeland, "The science and engineering of materials," 2006.
- [10] G. P. L. Ceschini, Al. Morri, An. Morri, *Mat. Des.*32, pp. 1367–1375, 2011.
- [11] H. Ye, "An Overview of the Development of Al-Si-Alloy Based Material for Engine Applications," *J. Mater. Eng. Perform.*, pp. 288–297.
- [12] A. D. K. Nogita, "Eutectic solidification in hypoeutectic Al-Si alloys: electron backscatter diffraction analysis," *Mater. Charact.*, vol. 46, pp. 305–310, 2001.
- [13] Guthy, "Evolution of the Eutectic Microstructure in Chemically Modified and Unmodified Aluminum Silicon Alloys," vol. Degree of, 2002.
- [14] D. F. W. Kurtz, "Fundamentals of Solidification, Trans Tech Publications, Aedemansdorf," vol. Trans Tech, 1989.
- [15] E. L. R. J. G. Kaufman, "Aluminium ally castings, Properties, Processes and applications," *ASM Int.*, 2004.
- [16] J.-C. L. Sang-Soo Shin, Eok-Soo Kim, Gil-Yong Yeom,*, "Modification effect of Sr on the microstructures and mechanical properties of Al–10.5Si–2.0Cu recycled alloy for die casting," *Mater. Sci. Eng. A*, pp. 151–157, 2012.
- [17] A. K. D. L. Lu, "No Title," *Met. Mat. Trans A*, vol. 36A, pp. 819–835, 2005.
- [18] J. R. G. C.H. Càceres, C.J. Davidson, *Mater. Sci. Eng. A*, 1995.
- [19] S. M. Z. O. r. R. Mile b. Djurdjevic, "Influence of different contents of Si and Cu on the solidification pathways of cast hypoeutectic Al-(5-9)Si-(1-4)Cu(wt.%) alloys," *La Metall. Ital.*, 2014.
- [20] L. F.-P. J. I. M. E. M. Imane Outmani, "Effect of Si, Cu and processing parameters on Al-Si-Cu HPDC castings," *J. Mater. Process. Tech.*, vol. 249, pp. 559–569, 2017.
- [21] C. B. a. N. H. Babu, "Influence of Cu on modifying the beta phase and enhancing the mechanical properties of recycled Al-Si-Fe cast alloys," *Sci. Rep.*, 2017.
- [22] E. S. A. S. A. A.-A. F. S. M. F. Ibrahim, "Metallurgical parameters controlling the microstructure and hardness of Al-Si-Cu-Mg base alloys," *Mater. Des.*, vol. 32.
- [23] F. S. H. D. S. V. M.A. Moustafa, "Effect of Mg and Cu additions on the microstructural characteristics and tensile properties of Sr-modified Al-Si eutectic alloys," *Int. J. cast Met. Res.*, pp. 235–253, 2002.
- [24] S. S. A. E. J. M. Zamani, "High temperature tensile deformation behavior and failure mechanisms of an Al-Si-Cu-Mg cast alloy," *Mater. Des.*, vol. 86, pp. 361–370, 2015.
- [25] E. S. a. S. Seifeddine, "Optimization of Solution Treatment of Cast Al-7Si-0.3Mg and Al-8Si-3Cu-0.5Mg Alloys," *Metall. Mater. Trans. A*, pp. 1916–1927, 2014.
- [26] R. M. J. S. L.A. Dobrzanski, "The effect of cast Al-Si-Cu alloy solidification rate on alloy thermal characteristics," *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, pp. 217–220, 2006.
- [27] R. H. J. Campbell, "Solidification Defects in Castings," *TALAT Lect. 3207*, vol. Talat, 1999.
- [28] J. E. G. J.P. Anson, "Materials Characterization 43," pp. 319–335, 1999.
- [29] P. N. C. Q.G. Wang, C.J. Davidson, J.R. Griffiths, *Met Mat Trans B*, vol. 37b, pp. 887–895, 2006.
- [30] M. J. C. G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, *Acta materialia*, vol. 46, pp. 3893–3904, 1998.
- [31] E. Sjölander, "The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys," *Mater. Process. Technol*, vol. 210, p. 1249, 2011.
- [32] S. V. Z. Li, A. Samuel, F. Samuel, C. Ravindran, *Mater. Sci.*, vol. 38, p. 1203, 2003.

- [33] H. W. D. Y. M. Han, a. M. Samuel, F. H. Samuel, *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 21, p. 387, 2008.
- [34] H. D. E. Samuel, A. Samuel, *AFS Trans.*, pp. 893–901, 1996.
- [35] H. D. A. Samuel, P. Ouellet, F. Samuel, *AFS Trans*, vol. 105, p. 951, 1997.
- [36] J. R.-I. L. Lasa, “Characterization of the dissolution of the Al₂Cu phase in two Al-Si-Cu-Mg casting alloys using calorimetry,” *J. Mater. Sci.*, vol. 39, p. 1343, 2006.
- [37] D. A. S. Chaudhury, *Met. Mater. Trans. A*, vol. 37, p. 2295, 2006.
- [38] M. P. A. R. Farkoosh, *Mater. Sci. Eng*, vol. 621, p. 277, 2015.
- [39] M. Araghchi, H. Mansouri, R. Vafaei, and Y. Guo, “A novel cryogenic treatment for reduction of residual stresses in 2024 aluminum alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 689, no. December 2016, pp. 48–52, 2017.
- [40] F. Bouzada, M. Cabeza, P. Merino, and S. Trillo, “Effect of deep cryogenic treatment on the microstructure of an aerospace aluminum alloy,” *Adv. Mater. Res.*, vol. 445, pp. 965–970, 2012.
- [41] J. I. M. Lifshitz, V. V. Slyozov, “No Title,” *Phys. Chem. Solids*, vol. 19, p. 35, 1961.
- [42] D. Ö. Musa Yildirim, “The effect of Mg amount on the micro,” *Mater. Des.*, vol. 51, p. 767, 2013.
- [43] D. Eskin, “Decomposition of supersaturated solid solutions in Al-Cu-Mg-Si alloys,” *J. Mater. Sci.*, vol. 38, p. 279, 2003.
- [44] H. M. S.G. Shabestari, “Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 153–154, p. 193, 2004.
- [45] H. A. W. F. H. K. a. P. U. F. Stadler, “Effect of main alloying elements on strength of Al-Si foundry alloys at elevated temperature,” *Int. J. cast Met. Res.*, vol. 25, p. 215, 2012.
- [46] Q. S. L. F. L. H. C. J. G. Wang, “Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys,” *Mater. Des.*, vol. 28, p. 1001, 2007.
- [47] S. J. W. Y. Y. w. Z. F. Hailin Yang, “Effect of Mg level on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al-Si-Cu alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 642, p. 340, 2015.
- [48] S. S. E. Sjölander, “Artificial ageing of Al-Si-Cu-Mg casting alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, p. 7402, 2011.

PARTE SPERIMENTALE

Leghe AlSiMg e AlSiCuMg da fonderia

3.1 Introduzione

Lo scopo del presente lavoro è quello di valutare la correlazione tra microstruttura e proprietà meccaniche di una lega Al-Si-Cu-Mg sviluppata per produrre teste motore di motociclette ad elevata potenza specifica.

La lega è stata concepita sulla base di una tipica lega A357, contenente 7% in peso di Si e 0,6% in peso di Mg, con l'aggiunta di circa 1,3% in peso di Cu. Rispetto alle leghe quaternarie A354 e C355 [1][2][3], impiegate su scala industriale per componenti motore in forma di getti, la lega A357 + Cu presenta valori intermedi di Si (rispetto al 9% in peso e al 5% in peso per A354 e C355) e Cu (1,5% in peso e 1% in peso per A354 e C355 rispettivamente) e valori leggermente più alti di Mg (0,5% in peso per A354 e C355).

In particolare questo studio si pone i seguenti obiettivi:

- 1) Valutare le corrette temperature di solubilizzazione e pressatura isostatica a caldo (HIP), al fine di evitare la fusione di composti bassofondenti a base Cu, che indurrebbe la riduzione delle caratteristiche resistenziali del componente.
- 2) Valutare l'effetto della cinetica di raffreddamento e del parametro microstrutturale SDAS sulla resistenza meccanica statica e a fatica del getto.
- 3) Valutare l'attitudine al sovrainvecchiamento della lega, effettuando una caratterizzazione durometrica, oltre che a trazione e fatica, sia a temperatura ambiente che a 200 ° C, nella lega in condizione T6 e anche dopo degrado termico (permanenza a 210°C per 41h)

È stato anche effettuato un confronto con le prestazioni delle leghe Al-Si-Mg (A356) e Al-Si-Cu-Mg (C355), che sono attualmente le più utilizzate per la produzione di getti per applicazioni motoristiche.

3.2 Materiali e metodi

Tre lotti di campioni in lega A357+Cu sono stati prodotti in una fornace da laboratorio partendo dalla lega AlSi7Mg (EN AB-42000) alla quale è stata aggiunta un'adeguata quantità di lega madre Al-Cu50, Al-Sr10 e Al-Mg99,9 per raggiungere la composizione target della lega ($\approx 1,3\%$ in peso di Cu, $\approx 0,6\%$ in peso di Mg e 150 ppm Sr) come riportato nelle tabelle 3.1 e 3.2.

La composizione chimica della lega fusa è stata determinata mediante spettroscopia ottica a emissione (OES). In Tabella 3.3 sono riportati i risultati dell'analisi chimica della lega A357+Cu e, per confronto, delle leghe C355 e A356.

Composizione desiderata	Si [%]	Cu [%]	Mg [%]	Fe [%]	Mn [%]	Sr [%]	Ti [%]	Other [%]	Al
Lingotto	7.20	0.0	0.31	0.08	0.00	0.000	0.09	<0.01	Bal.
Min.	6.50	1.0	0.50	-	-	0.008	0.10	-	
Max.	7.50	1.5	0.70	0.08	0.03	0.030	0.20	-	

Tabella.3.1 Composizione chimica media in peso del lingotto di lega AlSi7Mg di partenza e composizione desiderata della lega AlSi7Mg+Cu campioni

Lega	EN AB-42000	Al-Mg99.9	Al-Cu50	Al-Sr10
1° lotto	5879	23.52	147	11.17
2° lotto	5869.3	17.60	164.30	11.15
3° lotto	4500.8	18	112.50	8.55

Tabella.3.2 Peso (g) della lega AlSi7Mg e dei lingotti di lega madre utilizzati nei vari lotti

	Si [%]	Cu [%]	Mg [%]	Fe [%]	Mn [%]	Ti [%]	Sr [ppm]	Al
A357+Cu	6,770	1.290	0.658	<0.03	<0.001	0.135	140	Bal
C355	4.990	1.050	0.470	0.138	0.021	0.133	210	Bal
A356	7.240	<0.001	0.420	0.138	0.007	0.120	150	Bal

Tabella.3.3 Composizione chimica media dei campioni in A357+Cu e delle leghe A356 e C355.

3.2.1 Fusione delle barre di partenza

Le leghe sono state colate utilizzando un forno elettrico Nabertherm® mod. K 4/13, con 5,5 kW di potenza mostrato in Fig.3.1.

Prima di procedere con la fusione dei campioni, il crogiolo e gli strumenti utilizzati per la fusione sono stati rivestiti con spray commerciale al nitrato di boro, per proteggere la fusione dalla contaminazione.

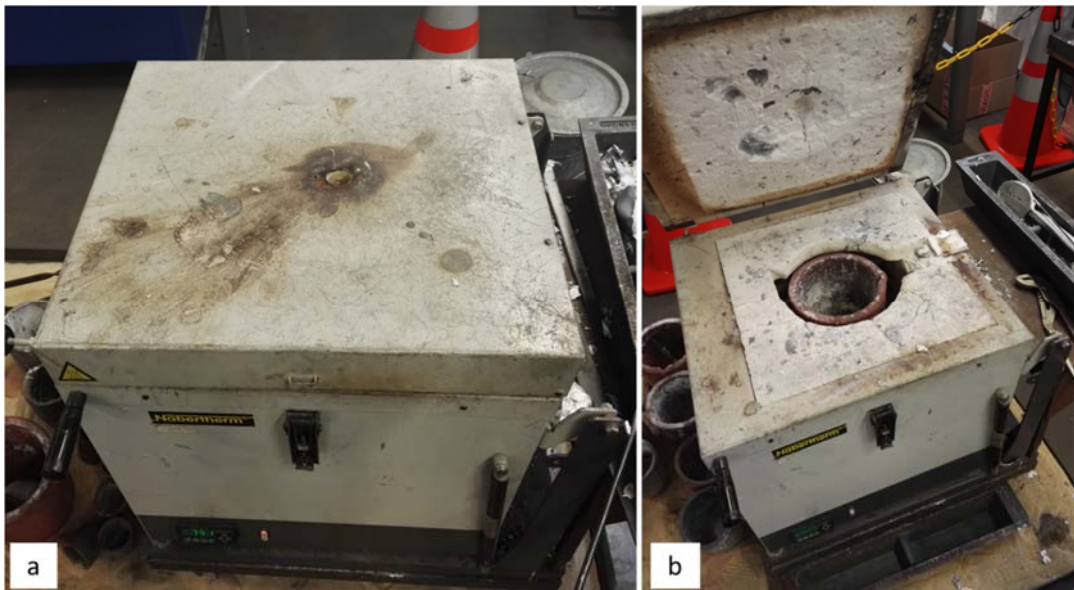


Fig.3.1 Forno elettrico Nabertherm® mod. K 4/13 utilizzato per la realizzazione delle barre di partenza

La temperatura iniziale del forno è stata fissata a 750 ° C; per raggiungere tale temperatura sono state necessarie circa 2 ore, infine i campioni sono stati prodotti attraverso i seguenti passaggi:

- 1) La lega di base è stata fusa a 750 ° C.
- 2) Quando il materiale è risultato completamente fuso, sono state aggiunte le leghe madri contenenti Cu e Sr, tenendole sul fondo del crogiolo.

- 3) Dopo circa 30 minuti è stata aggiunta anche la lega madre contenente Mg, mantenendola sul fondo del crogiolo per non formare ossido di Mg sulla superficie di fusione
- 4) La lega liquida è stata quindi colata in uno stampo permanente, preriscaldato a 250 ° C
Prima di ogni colata il metallo liquido è stato ripulito dalle pellicole di ossidi superficiali, mentre lo stampo di rame è stato rivestito con spray a base grafite per facilitare l'estrazione dei campioni.
Fig.3.2



Fig.3.2 Attrezzatura utilizzata per colare i campioni

La composizione chimica della lega è stata valutata mediante spettrometro OES Spectromax su provini colati a parte.

La fase di solidificazione della lega è stata monitorata mediante analisi termica, acquisendo la curva di raffreddamento temperatura-tempo della lega, posta in un piccolo crogiolo, utilizzando termocoppie di tipo K (Ni-Cr-Ni). I dati di temperatura-tempo sono stati raccolti tramite un sistema di acquisizione dati ad alta velocità registrando la temperatura ogni 0,01 secondi. La velocità di raffreddamento è stata misurata prima dell'inizio della solidificazione ($T > 600$ °C).

3.2.2 Tecnica di solidificazione direzionale

Le barre cilindriche ottenute dalla colata nello stampo sono state rifuse riscaldandole a 730 ° C per 30 minuti in atmosfera di Ar e poi solidificate direzionalmente usando una fornace Bridgman (Fig. 3.3), al fine di produrre campioni caratterizzati da un valore di SDAS controllato e una struttura più omogenea.

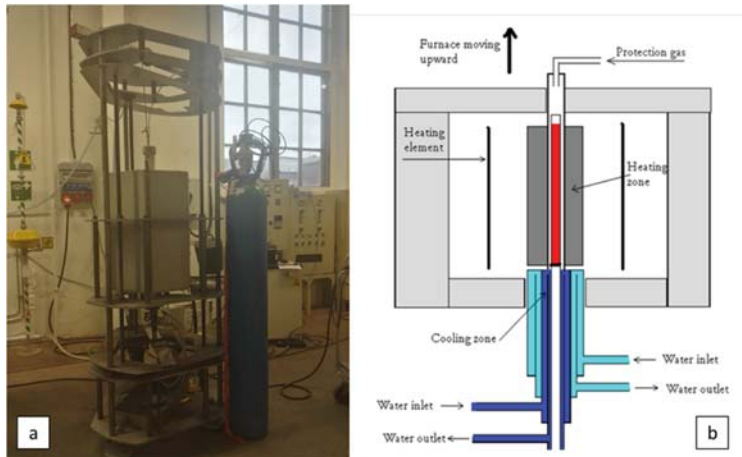


Fig.3.3 Schema dell'impianto per ottenere provette a SDAS controllato [4]

Le barre ottenute dalla prima colata sono inserite all'interno di alloggiamenti tubolari di acciaio, rivestiti internamente con una miscela di grafite ed etanolo per estrarre più facilmente i provini solidificati. Sia le barre sia gli alloggiamenti sono preriscaldati a 200 °C prima di essere inseriti nel forno Nabertherm® della macchina di solidificazione direzionale.

Una volta che le barre sono completamente fuse, il forno è sollevato con una velocità controllata mentre gli alloggiamenti tubolari rimangono fissi. Uno degli scopi dell'utilizzo di questa tecnica, oltre che il controllo dello SDAS, è quello di fornire campioni con bassi livelli di difetti. Infatti, durante l'intero processo, il gas Ar protegge il campione dai fenomeni di ossidazione e, inoltre, il fronte di solidificazione spinge gli ossidi verso l'alto.

La velocità d'innalzamento del forno controlla la dimensione della microstruttura attraverso la variazione della velocità di raffreddamento. In questo studio sono state impiegate due velocità di movimentazione del forno pari a 0,3 e 0,03 mm s^{-1} . con lo scopo di ottenere valori di SDAS nel range di 20-25 μm e 50-70 μm rispettivamente (Tab. 3.4).

Velocità della macchina [mm/s]	Mezzo di raffreddamento	SDAS [μm]
0.3	Acqua	20-25
0.03	Aria	50-70

Tabella.3.4 Dati di processo per ottenere provini a SDAS controllato.

Al fine di eliminare l'eventuale presenza di pori e cavità da ritiro, i campioni sono stati sottoposti a pressatura isostatica calda (HIP) a 1000 bar e 490 °C \pm 7°C per circa 2 ore e successivamente sono stati trattati termicamente.

3.2.3 Trattamento termico

I campioni destinati alla caratterizzazione meccanica sono stati sottoposti a trattamento termico T6. Come descritto nel capitolo 1, il trattamento consiste in tre fasi principali: trattamento della soluzione, tempra e invecchiamento artificiale.

Generalmente, il processo di HIP viene utilizzato per ridurre il più possibile il contenuto di porosità all'interno dei campioni; in questo caso ha una duplice funzione in quanto è utilizzato anche per solubilizzare intermetallici bassofondenti a base Cu presenti nella lega, i quali durante la fase di solubilizzazione potrebbero fondere generando discontinuità che comprometterebbero la resistenza a fatica del componente. Analisi termiche mediante DSC effettuate in Ducati hanno permesso di stabilire la temperatura massima che può essere raggiunta durante la fase di HIP (T=500 °C);

l'introduzione della fase di omogeneizzazione prima della solubilizzazione è necessaria solo per leghe contenenti Cu.

Sia il processo HIP, che il trattamento termico T6 sono stati eseguiti da società esterne.

L'ottimizzazione dell'intero trattamento termico è stata effettuato presso Ducati, in fig.3.4 è riportata una schematizzazione dell'intero ciclo di trattamento termico applicato.

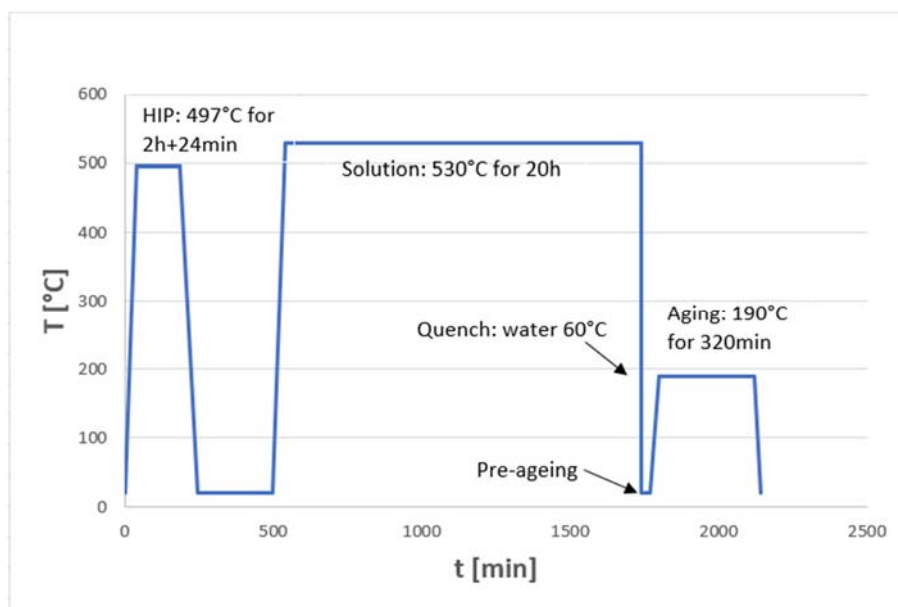


Fig. 3.4 Schematizzazione del ciclo termico completo applicato ai campioni in lega A357+Cu.

In tab.3.5 sono riportati i parametri del processo di HIP e del trattamento termico della lega A357+Cu e delle leghe C355 e A356 utilizzate per il confronto.

Legha	HIP	Solubilizzazione	Tempra	Invecchiamento
A357+Cu	1000 bar 490°C±7°Cx2h	530°Cx20h	H ₂ O a 60°C	190°Cx5.5 h
C355		530°Cx24h		180°Cx6h
A356		535°Cx4.5h		160°Cx4.5h

Tabella.3.5 Parametri di esecuzione del processo di HIP e dei trattamenti termici delle leghe oggetto di confronto

3.2.4 Analisi microstrutturali

Le analisi microstrutturali sono state condotte su campioni nella condizione as-cast e trattati termicamente (HIP+T6), mediante microscopia ottica (OM) e microscopia elettronica a scansione dotata di microsonda a dispersione di energia (SEM-EDS). Fig. 3.5

I provini metallografici sono stati inglobati in resina, quindi preparati e lucidati con carte abrasive e sospensioni diamantate fino a 1 µm, quindi attaccati mediante attacco chimico con soluzione allo 0,5% di HF Fig. 3.6.

La misura dello SDAS è stata calcolata eseguendo l'analisi d'immagine di 15 micrografie della lega nelle condizioni as-cast (ingrandimento pari a 50 X) per ogni lotto di campioni.



Fig.3.5 Microscopio ottico e microscopio elettronico a scansione SEM dotato di microsonda a dispersione di energia EDS

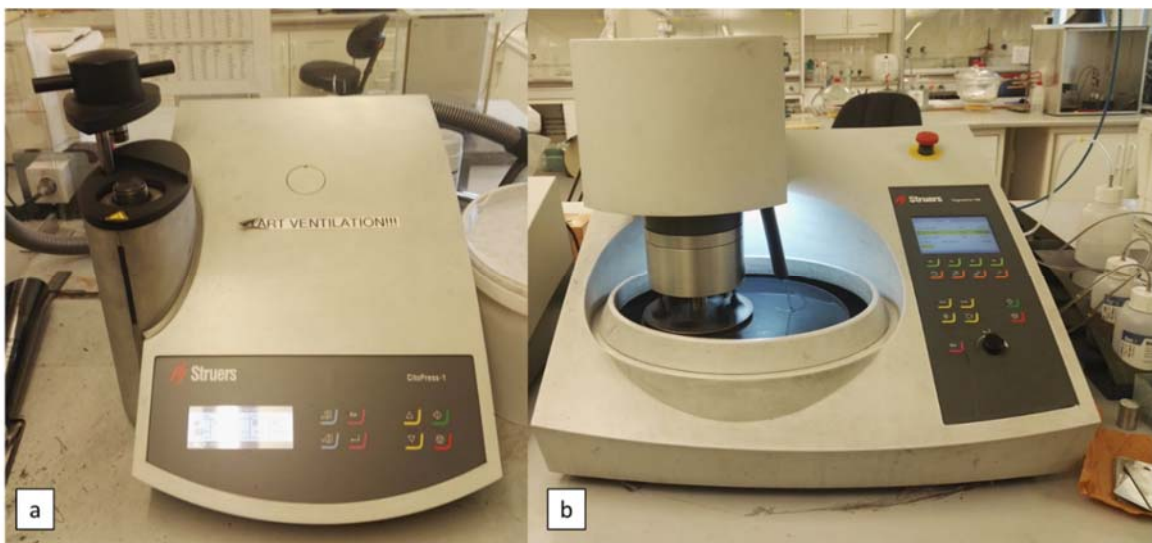


Fig.3.6 Inglobatrice e lucidatrice utilizzata per la preparazione dei campioni metallografici

3.2.5 Analisi termica

I campioni della lega in condizioni as-cast e dopo trattamento T6 sono stati sottoposti ad analisi termica differenziale (DSC), con lo scopo di studiare le trasformazioni di fase che possono verificarsi durante l'esposizione a temperature elevate. Per ogni condizione di analisi è stata prelevata, una porzione di $42,1 \pm 1$ mg in peso.

L'analisi DSC è stata eseguita in atmosfera di argon nell'intervallo di temperatura di 27-680 ° C con una velocità di scansione di 10 °C al minuto, utilizzando uno strumento NETZSCH® 404C Pegasus Fig. 3.7.

La calorimetria a scansione differenziale (DSC) è una tecnica analitica nella quale viene misurata, in funzione della temperatura del campione, la differenza tra i flussi termici nella sostanza ed in un riferimento mentre entrambi sono sottoposti ad un programma controllato di temperatura.

Il calore fluisce nel campione e nel riferimento attraverso una piattaforma termoelettrica di costantana riscaldata elettricamente. La differenza tra i flussi di calore del campione e del riferimento viene misurata dalle termocoppie poste sotto i campioni. Il flusso di calore differenziale è direttamente proporzionale alla differenza tra i segnali in uscita dalle termocoppie

Oltre all'analisi DSC effettuata in laboratorio è stata eseguita una analisi termica durante la produzione dei campioni al fine di valutare le transizioni di fase che si hanno a velocità di raffreddamento analoghe a quelle riscontrabili in getti reali e le temperature a cui queste avvengono.

Mediante l'utilizzo del software Thermocalc sono state valutate, inoltre, le frazioni relative delle varie fasi che si formano durante la solidificazione della lega. I dati delle analisi DSC e delle caratterizzazioni microstrutturali hanno permesso di confermare risultati ottenuti attraverso la simulazione eseguita con Thermocalc.

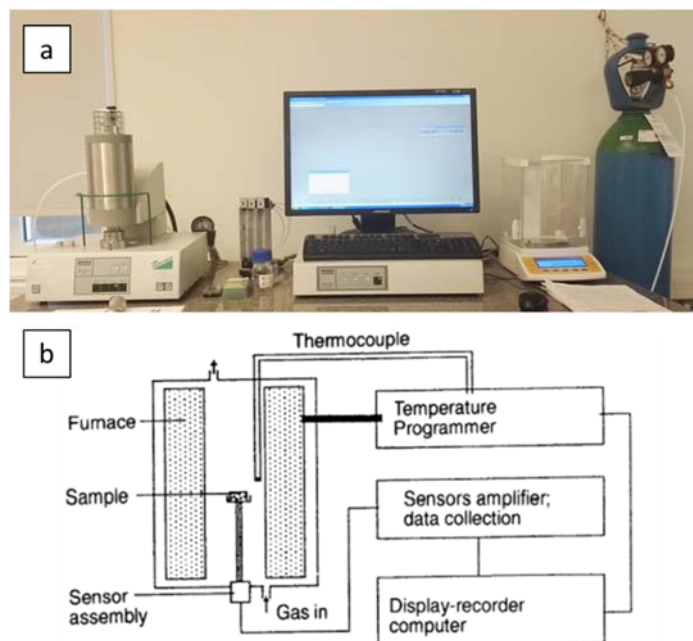


Fig.3.7 Analisi termica DSC Netzsch 404 C Pegasus

3.2.6 Caratterizzazione meccanica statica ed a fatica

La lega è stata sottoposta a caratterizzazione meccanica attraverso prove di durezza, trazione e fatica a flessione rotante.

La risposta al degrado termico della lega A357+Cu è stata valutata sottoponendo i campioni trattati T6 a 200, 245 e 290 °C per un massimo di 168 ore, valutando la corrispondente variazione durometrica subita. I test di durezza Brinell HB sono stati effettuati utilizzando una sfera da 2,5 mm e carico di 62,5 kgf, secondo la norma ASTM E 10-18. La media di almeno sei misurazioni per ciascuna condizione di overaging è stata riportata nelle curve di overaging della lega.

Le prove di trazione della lega A357 + Cu sono state effettuate solo sui campioni sottoposti a HIP e trattamento termico T6 in tre diverse condizioni: i) a temperatura ambiente nella condizione T6 (T6-RT); ii) a 200 °C nella condizione T6 (T6-200); e iii) a 200 °C nella condizione di sovrainvecchiamento sottoponendo i campioni a degrado termico a 210 °C per 41 ore (OA-200 °C). La condizione di sovrainvecchiamento considerata nel presente studio è stata scelta per simulare lo stato a fine vita di una testa motore da competizione. Le prove sono state eseguite su provini aventi le due diverse dimensioni di SDAS.

Le prove di trazione sono state eseguite in controllo di carico, secondo la normativa ISO 6892-2.

I valori delle prove di trazione sono stati ottenuti dall'elaborazione dei dati acquisiti durante le prove e rappresentano la media di almeno tre campioni per ciascuna condizione investigata. I campioni testati a 200 °C sono stati mantenuti a temperatura per 90 minuti prima della prova, allo scopo di omogeneizzarne la temperatura.

Le prove di trazione sono state eseguite in parte presso l'Università di Jönköping e in parte presso il laboratorio di Metallurgia dell'Università di Bologna. Pertanto, tali prove sono state eseguite utilizzando due macchine differenti, la macchina di prova Zwick / Roell® Z100 e una macchina di trazione Giuliani-Italsigma Fig.3.8.



Fig.3.8 Macchine di trazione utilizzate per effettuare le prove (a) Zwick / Roell® (b) Giuliani-Italsigma.

Prima di iniziare la prova di trazione i campioni sono stati precaricati con una tensione di 30 MPa. Le prove di fatica a flessione rotante a tre punti sono state eseguite secondo il metodo stair-case ridotto descritto nella normativa IACS UR M53, valutando il limite di resistenza al 50% di probabilità. Le prove sono state eseguite nelle stesse condizioni dei test di trazione, sia su provini a SDAS fine sia a SDAS grossolano.

In quest'ultimo caso prima di eseguire il test il campione è stato mantenuto un'ora alla temperatura di 200 °C al fine di omogeneizzarne la temperatura.

La geometria dei campioni di fatica utilizzati durante la sperimentazione è riportata in Fig. 3.9, mentre un riepilogo delle condizioni di prova è riportato in Tab.3.6.

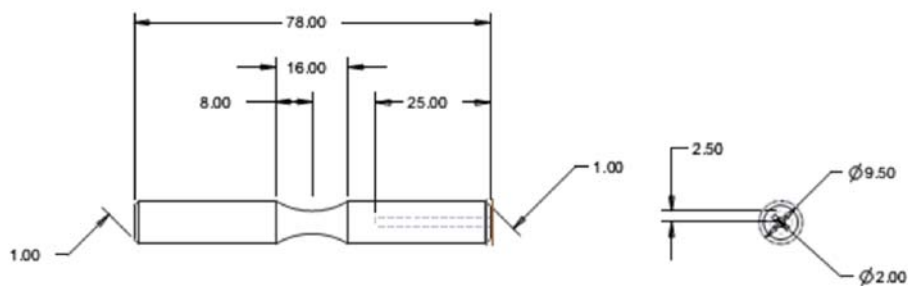


Fig.3.9 Geometria provino utilizzato per prove di fatica a flessione rotante

Microstruttura	Condizioni di TT	T test	Acronimo	Prova di trazione	Prova di fatica
SDAS Fine (FS)	T6	Room T	T6-RT	X	X
	T6	200 °C	T6-200°C	X	X
	Overaged	200 °C	OA-200°C	X	X
SDAS grossolano (CS)	T6	Room T	T6-RT	X	X
	T6	200 °C	T6-200°C	X	X
	Overaged	200 °C	OA-200°C	X	X

Tabella.3.6 Tabella riassuntiva delle condizioni di prova

Le prove di fatica sono state eseguite presso il laboratorio di Metallurgia dell'Università di Bologna, utilizzando una macchina in grado di lavorare a una frequenza di 47 Hz, impostando il run-out a 2×10^6 cicli.

La macchina, prototipo realizzato internamente al dipartimento, è mossa da un motore elettrico collegato all'afferraggio del campione tramite un giunto mobile.

L'albero conduttore termina con una pinza elastica in cui viene bloccata un'estremità del provino.

L'altra estremità viene bloccata anch'essa da una pinza elastica montata su un albero a sbalzo caricato tramite un sistema di fulcro e leva.

La cella di carico è montata in posizione verticale tra l'albero a sbalzo e il braccio resistente Fig. 3.10, al fine di misurare il valutare lo stato tensionale applicato al provino.



Fig.3.10 Macchina per prove di fatica a flessione rotante a tre punti

La macchina di prova dispone inoltre di un forno a resistenze comandato da un termostato digitale che consente di eseguire prove di fatica sino a 350 °C. Fig. 3.11.



Fig.3.11 Macchina per prove di fatica flessione rotante con forno chiuso per effettuare prove a temperature fino a 350 °C

3.2.7 Analisi delle superfici di frattura al SEM

Le analisi delle superfici di frattura dei provini di fatica e di trazione sono state effettuate utilizzando un microscopio multifocus ed un microscopio a scansione elettronica.

Il microscopio elettronico a scansione garantisce una risoluzione e una profondità maggiore di quello ottico, infatti modificando la lunghezza d'onda della radiazione incidente si raggiungono ingrandimenti fino a 100000 X.

La lunghezza d'onda dipende dall'energia degli elettroni incidenti; questo strumento, pur avendo un range di possibile utilizzo dai 3 ai 200 keV, per le indagini di routine viene usato con un'energia del fascio elettronico variabile dai 10 ai 30 keV.

L'immagine viene generata facendo compiere delle scansioni ad un pennello elettronico sulla superficie del materiale; il campione emette elettroni secondari che vengono catturati dal rivelatore e, opportunamente trattati ed amplificati, modulati in un segnale televisivo: ogni pixel del monitor monocromatico, che è l'elemento strutturale di base per ciascun monitor, è associato ad un punto del campione.

La ricostruzione morfologica della zona esplorata è affidata alla sincronia tra il generatore del segnale che va al monitor e le bobine di deflessione che dirigono il raggio incidente; la luminosità di ciascun punto è data invece dall'energia degli elettroni emessi in quello stesso punto. Al crescere della distanza tra la superficie e il rivelatore, l'energia di ciascun elettrone diminuisce e questo determina la profondità di campo: le zone più avvallate del campione vengono quindi visualizzate come più buie, mentre le creste hanno una maggiore luminosità.

Le interazioni del raggio primario con il campione producono differenti emissioni di elettroni, di raggi X e di fotoni: nella Figura 3.12 viene visualizzato lo schema delle profondità e dei volumi interessanti dall'emissione di radiazioni. Come si può vedere, le radiazioni indotte dagli elettroni incidenti provengono da volumi di materiale molto diversi: ad esempio, gli elettroni secondari, a bassa energia, provengono dalla zona superficiale del campione, mentre gli quelli retrodiffusi, che sono caratterizzati dalla stessa energia del fascio primario, provengono da zone più profonde.

Gli effetti principali derivanti dall'interazione del campione con il fascio primario sono molteplici, ma quelli che utilizzati per lo studio delle superfici di frattura e le analisi EDS sono l'emissione di elettroni secondari e fotoni X.

Lo schema del SEM è mostrato in Figura 3.13.

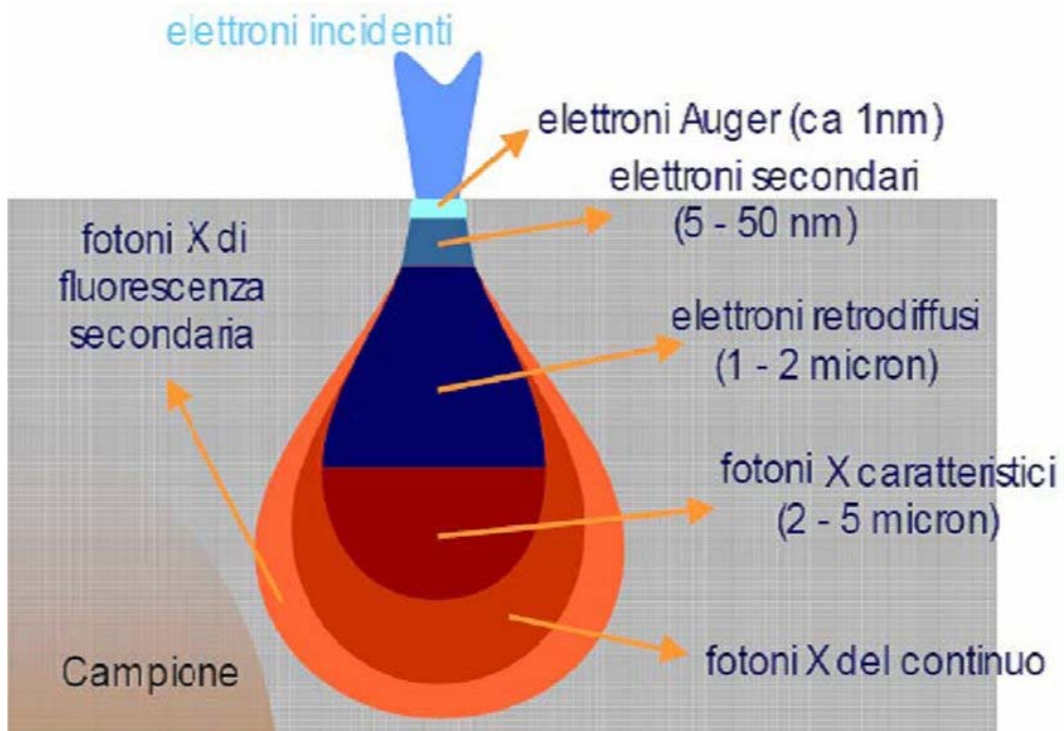


Fig.3.12 Zone di emissione relative a ciascuna componente generata dall'interazione con gli elettroni primari

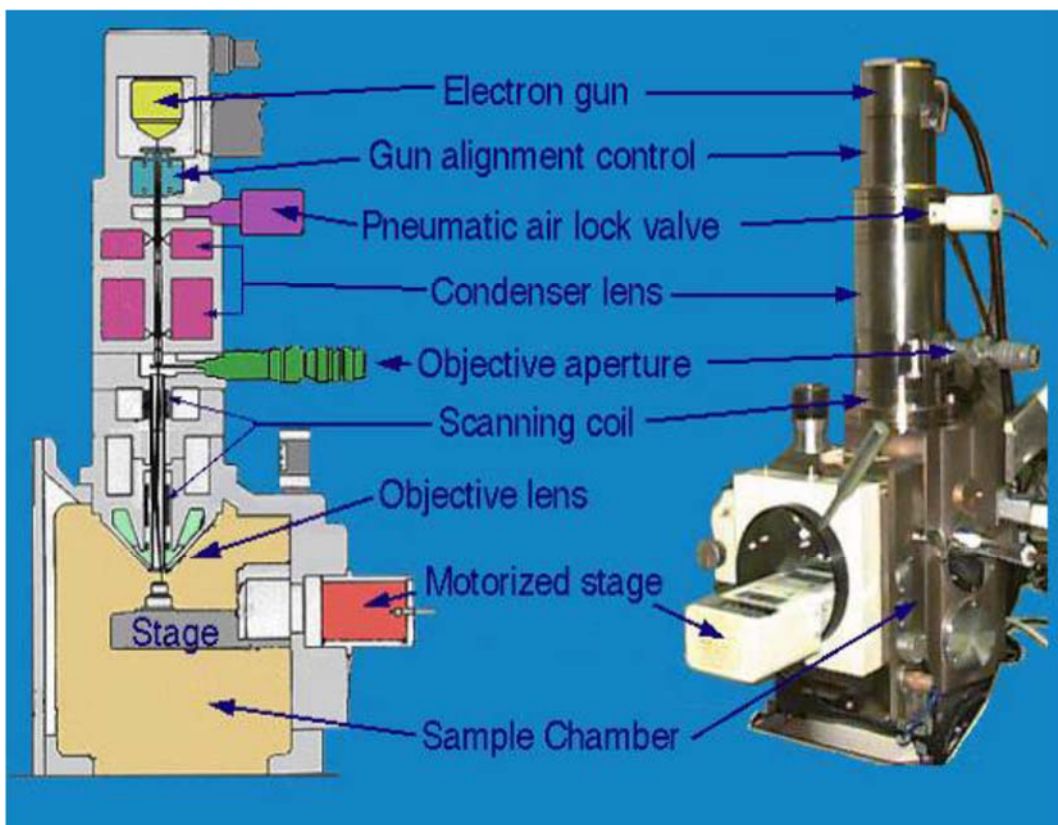


Fig.3. 13 Schema costruttivo del SEM

Analisi e discussione dei risultati

La progettazione meccanica di particolari fusi aventi geometria complessa in lega Al-Si-Cu-Mg, non può prescindere da una caratterizzazione meccanica e microstrutturale particolarmente accurata della lega con la quale viene realizzato il componente.

Questa caratterizzazione, nel caso di teste motore da competizione, è necessaria per ottimizzare il processo produttivo al fine di massimizzarne le proprietà meccaniche.

4.1 Analisi microstrutturale

Le analisi microstrutturali hanno avuto come scopo quello di:

- verificare l'ottenimento di una microstruttura aventi valori di SDAS paragonabili con quelli riscontrabili in componenti motoristici reali ottenuti per fusione
- identificare i principali composti intermetallici che si formano nella lega in seguito all'aggiunta di Cu e Mg
- valutare l'effetto del trattamento termico sulla microstruttura.

4.1.1 Analisi microstrutturali della lega A357+Cu allo stato as-cast

La microstruttura dei campioni a SDAS sia fine sia grossolano (ottenute rispettivamente con velocità di movimentazione del forno pari a 0,3 e 0,03 mms^{-1}) risulta caratterizzata dalla presenza di dendriti di fase α -Al, circondate dall'eutettico α -Si; in Fig.4.1 sono riportate le microstrutture dei campioni allo stato come prodotti da fusione.

In tabella 4.1, invece, sono riportati i valori di SDAS misurati, confrontati con quelli attesi in seguito al processo di solidificazione differenziale.

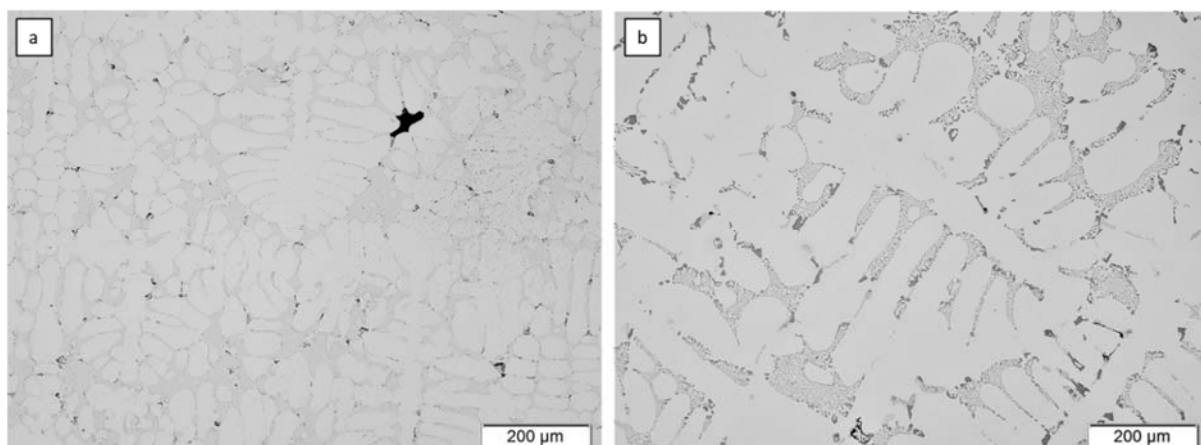


Fig.4.1. a) Microstruttura a SDAS fine b) Microstruttura a SDAS grossolano della lega A357+Cu

	SDAS Fine [μm]	SDAS Grossolano [μm]
Obiettivo	20 – 25	50 – 70
Misurato	30 \pm 3	70 \pm 5

Tabella.4.1 Valori medi di SDAS ottenuti su campioni ottenuti mediante solidificazione direzionale

L'incremento della velocità di raffreddamento dovuto alla maggior velocità movimentazione del forno comporta un affinamento di tutta la microstruttura, e non solo una diminuzione dello SDAS; si ha, infatti, anche una riduzione delle dimensioni dei composti intermetallici e delle particelle di silicio eutettico Fig.4.2.

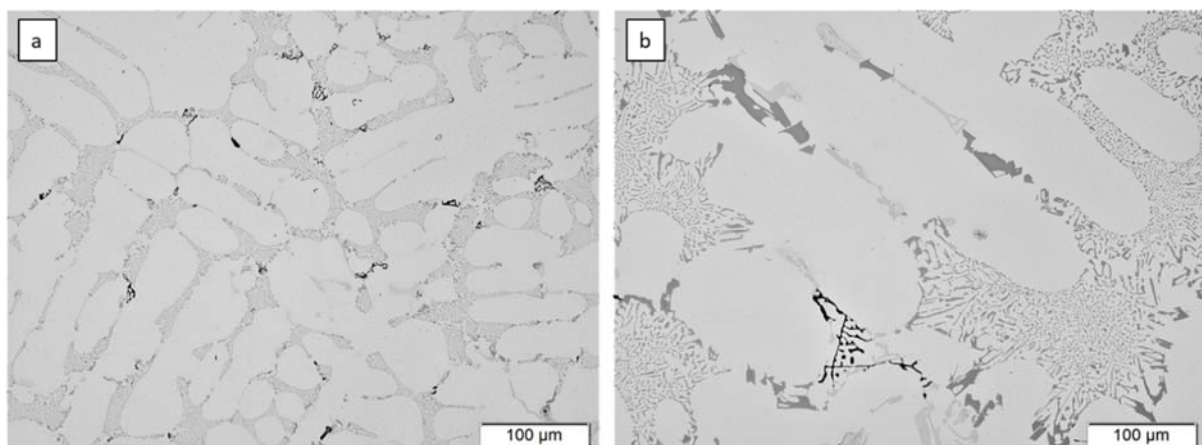


Fig.4.2 a) Microstruttura a SDAS fine b) Microstruttura a SDAS grossolano della lega A357+Cu

Sia i campioni a SDAS fine, che quelli a SDAS grossolano, sono caratterizzati da Si eutettico modificato, indotto dall'aggiunta dello Sr come modificante.

Nonostante il contributo della velocità di raffreddamento in termini di modifica dell'eutettico sia generalmente meno pronunciato in una lega modificata [5], è possibile osservare che nei campioni a SDAS fine le particelle di Si eutettico risultano fibrose e ben modificate (Fig.4.2a), mentre i campioni con SDAS grossolano presentano alcune particelle di Si eutettiche solo parzialmente modificate (Fig.4.2b).

La composizione chimica della lega determina la formazione di vari composti intermetallici che nelle immagini al microscopio ottico possono essere identificati in base alla loro morfologia e ai colori ottenuti dopo attacco chimico.

Cu, Mg e Fe promuovono la formazione della fase Al_2Cu e delle fasi $\text{Q-Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ e $\pi\text{-Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$. La presenza in lega di Mg ha inoltre portato alla formazione della fase Mg_2Si , anche se in quantità inferiori a quelle degli altri intermetallici.

Oltre a queste fasi sono presenti anche ossidi di Mg (MgO) e Al (Al_2O_3).

Non sono stati invece osservati gli intermetallici di ferro aghiformi $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, probabilmente a causa del basso contenuto di Fe.

In Fig.4.3 sono riportate micrografie ottiche rappresentative di campioni di lega A357 + Cu con microstruttura fine e grossolana.

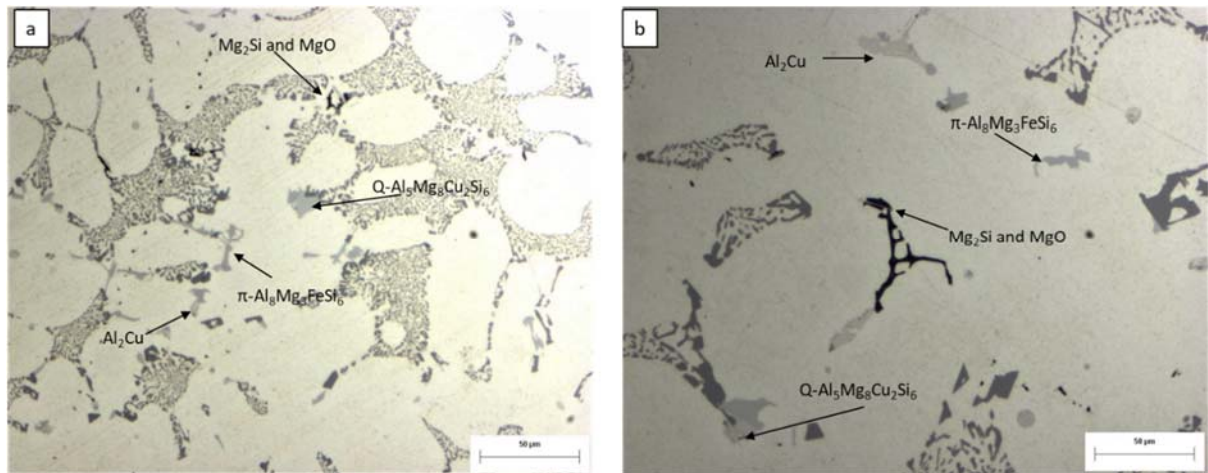


Fig.4.3 Presenza di intermetallici in una lega A357+Cu in condizioni as-cast osservati in campioni con (a) SDAS fine e (b) SDAS grossolano

La composizione chimica delle fasi intermetalliche formatesi durante la solidificazione è stata valutata mediante analisi SEM-EDS.

Come già anticipato, morfologia, distribuzione e dimensione degli intermetallici dipendono fortemente dalla velocità di raffreddamento [6]. Dalle analisi effettuate emerge che la morfologia e la distribuzione delle fasi intermetalliche sono simili per campioni fini e grossolani, ma come mostrato in Fig.4.4 le dimensioni sono diverse.

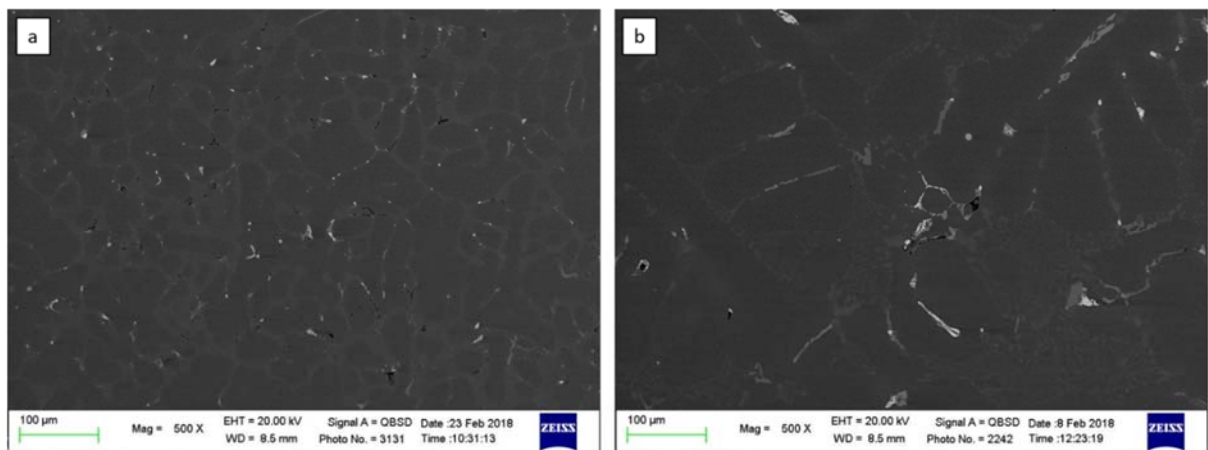


Fig.4.4 Immagini SEM di una lega A357+Cu in condizioni as-cast relative in campioni con (a) SDAS fine e (b) SDAS grossolano

Le analisi chimiche EDS eseguite sulle fasi intermetalliche dei campioni a SDAS grossolano sono riportate nelle figure seguenti (Fig.4.5-4.8).

Si può osservare che l'intermetallico complesso $Q-Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ e la fase Al_2Cu nucleano e crescono simultaneamente sulla base delle reazioni eutettiche e precipitano nelle regioni interdendritiche anche con altre fasi intermetalliche.

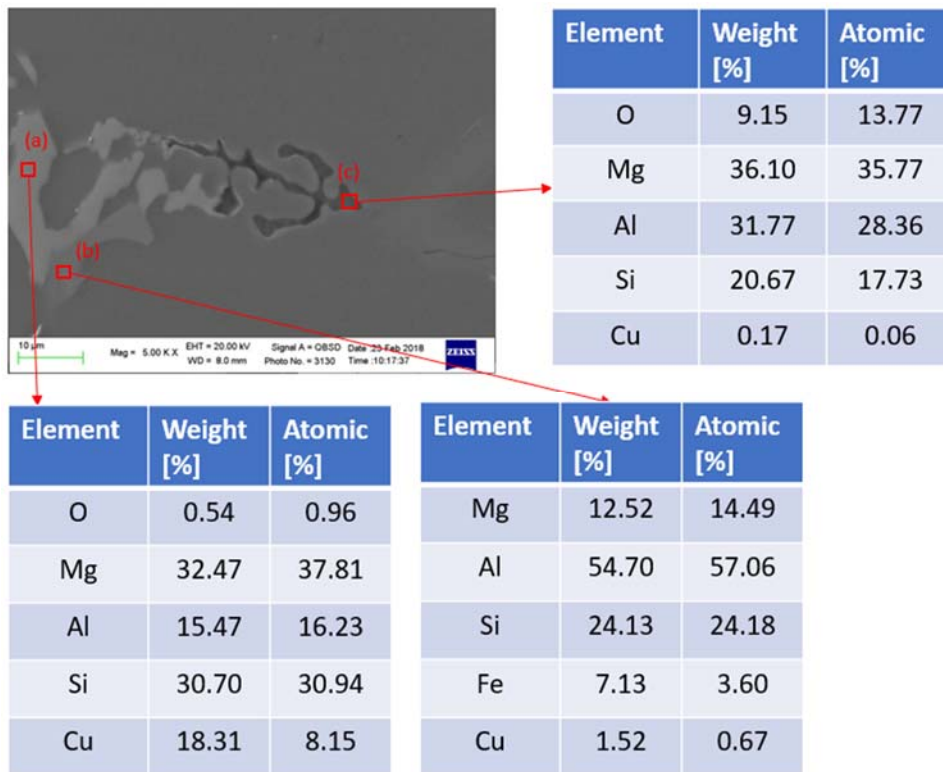


Fig.4.5 Immagine SEM ed analisi EDS di composti intermetallici rilevati in campioni as-cast a SDAS grossolano (a) Q - $Al_3Mg_8Cu_2Si_6$, (b) π - $Al_8Mg_3FeSi_6$ and (c) Mg_2Si phases

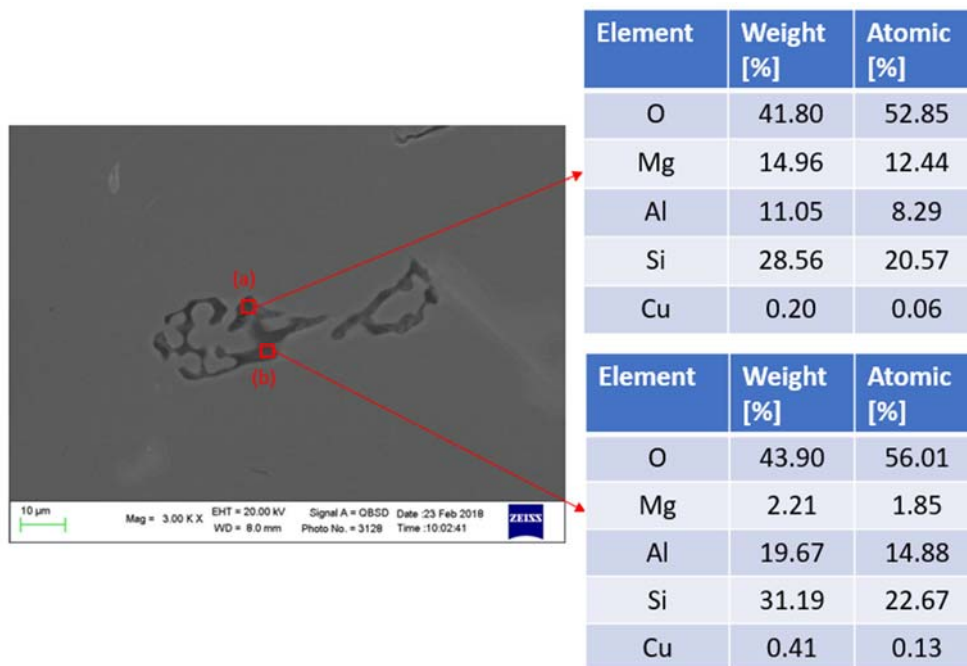


Fig.4.6 Immagine SEM ed analisi EDS di ossidi rilevati in campioni as-cast a SDAS grossolano : (a) MgO e (b) Al_2O_3

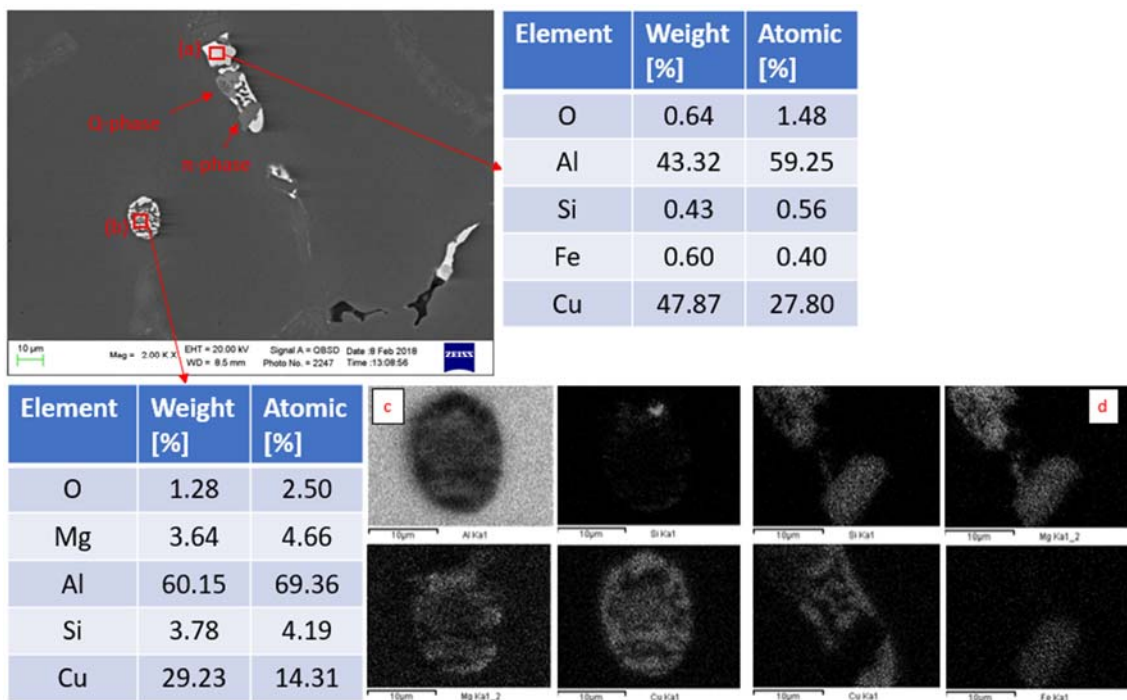


Fig.4.7: Immagine SEM ed analisi EDS di composti intermetallici rilevati in campioni as-cast a SDAS grossolano: (a) Al_2Cu a blocchi e (b) Al_2Cu eutettico, (c) corrispondente mappa EDS, (d) mappa EDS del composto intermetallico complesso formatosi attorno alla fase Al_2Cu .

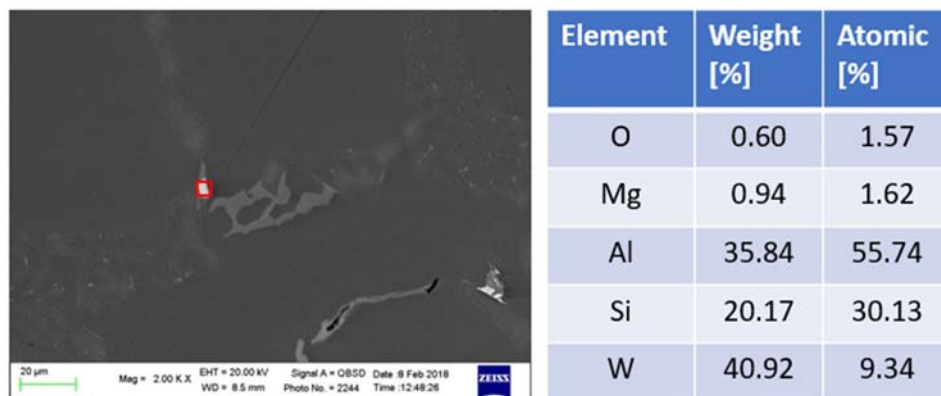


Fig.4.8: Immagine SEM ed analisi EDS di composto intermetallico a base W riscontrato nei campioni as-cast a SDAS grossolano

Le stesse tipologie di composti intermetallici ma di dimensioni inferiori sono stati rilevati anche nei campioni a SDAS fine (Fig.4.9).

In questo caso, sono state riportate solo le immagini SEM senza analisi EDS.

In conclusione, a seguito delle analisi SEM-EDS, è possibile affermare che le fasi intermetalliche presenti nella lega A357+Cu sono le stesse sia per campioni con SDAS fine e grossolano.

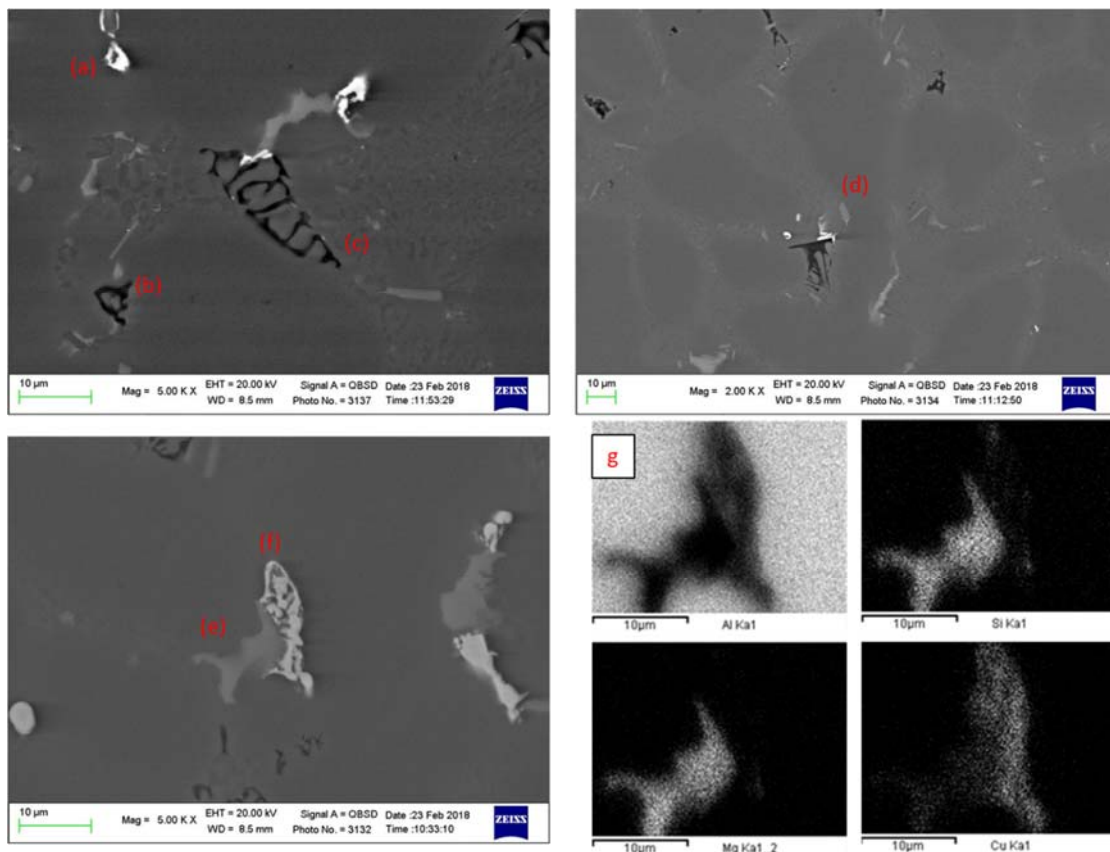


Fig.4.9: Immagine SEM ed analisi EDS di composti intermetallici rilevati in campioni as-cast a SDAS fine: (a) Al_2Cu a blocchi, (b) MgO , (c) Mg_2Si , (d) $\pi-Al_8Mg_3FeSi_6$, (e) $Q-Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ e (f) Al_2Cu eutettico (g) mappa EDS corrispondente.

4.1.2 Analisi microstrutturale della lega A357+Cu dopo HIP e trattamento termico T6

In Fig.4.10 sono riportate le micrografie ottiche relative a campioni a SDAS fine e grossolano sottoposti a trattamento di pressatura isostatica (HIP), solubilizzazione, tempra ed invecchiamento artificiale (T6)

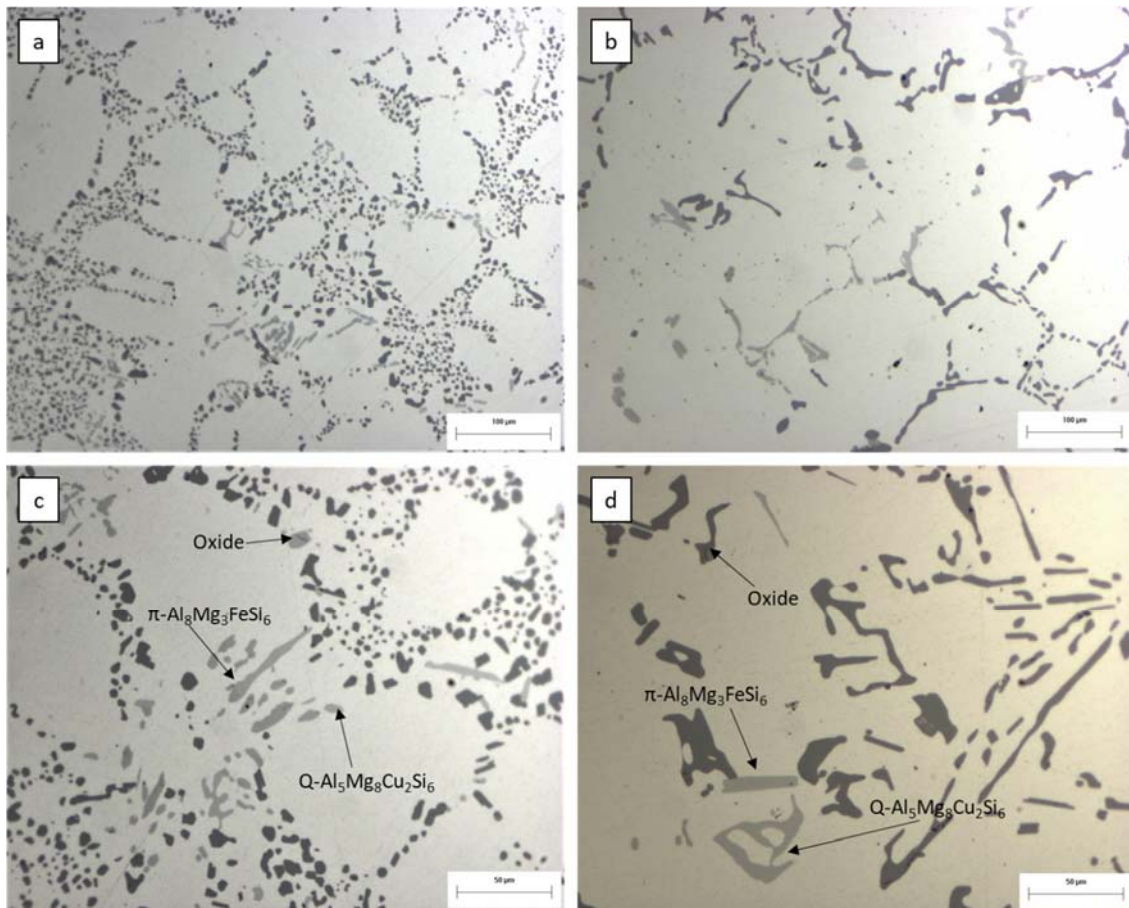


Fig.4.10: Micrografie ottiche di campioni in lega A357+Cu T6 a: (a) SDAS fine e (b) SDAS grossolano; fasi intermetalliche (c) in un campione a SDAS fine e (d) in un campione a SDAS grossolano.

Come per i campioni nella condizione as-cast, la microstruttura della lega è caratterizzata per entrambe le dimensioni di SDAS dalla presenza di dendriti di fase $\alpha\text{-Al}$, circondata dall'eutettico $\alpha\text{-Si}$, inoltre sono presenti i composti intermetallici contenenti Cu, Mg, Fe and Si, formatisi durante la fase di solidificazione e solo parzialmente disciolti in fase di solubilizzazione.

Conseguentemente, i principali composti intermetallici grossolani trovati nei campioni T6 sono gli stessi presenti nei campioni as-cast (principalmente fase quaternaria $\text{Q-Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$, la $\pi\text{-Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$) ma con dimensioni minori e morfologia maggiormente arrotondata.

In Fig. 4.11 sono riportate alcune immagini SEM di campioni trattati T6 a SDAS fine e SDAS grossolano dalle quali è evidente come nei campioni a SDAS grossolano vi sia una maggior quantità di intermetallici e con dimensioni maggiori rispetto a quanto riscontrato nei campioni a SDAS fine.

Come noto infatti, la fase di solubilizzazione è molto più efficace nel caso di microstruttura a SDAS fine in quanto i processi di solubilizzazione avvengono con velocità maggiori nel caso di intermetallici di piccole dimensioni aventi un elevato rapporto superficie volume.

Per quanto riguarda la presenza di difetti fusori tipo vuoti e porosità diffusa non ne è stata rilevata nei campioni T6, in quanto tali campioni sono stati sottoposti preliminarmente a trattamento di HIP.

La presenza di precipitati intermetallici generatisi durante la fase d'invecchiamento, invece, non può essere confermata mediante microscopia ottica o SEM, a causa delle loro dimensioni nanometriche.

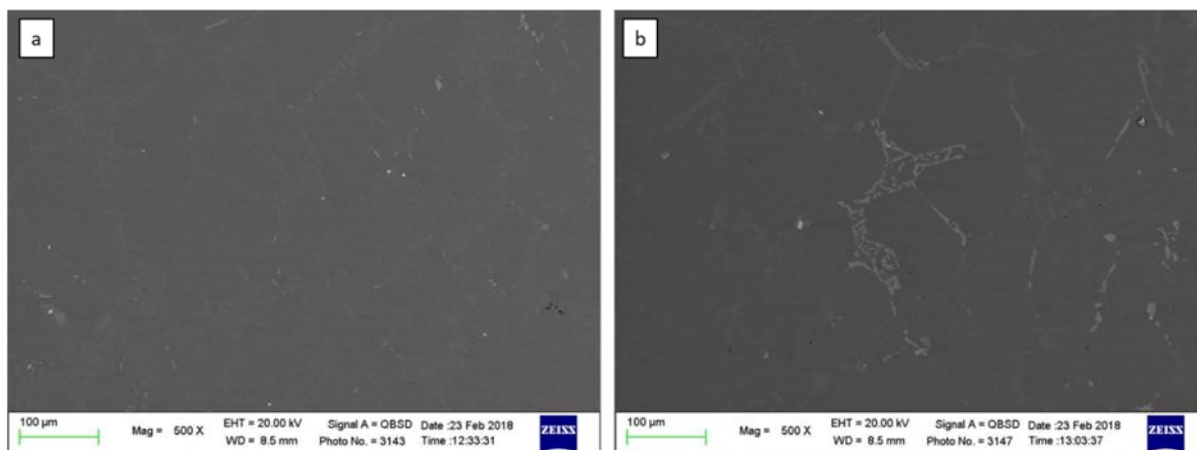


Fig.4.11: Immagine SEM di campioni in lega A357+Cu T6 a (a) SDAS fine e (b) SDAS grossolano, è ben visibile la differenza in termini dimensionali dei composti intermetallici.

Di seguito sono riportate le analisi EDS effettuate sui campioni a SDAS fine e SDAS grossolano al fine di identificare la composizione chimica dei vari intermetallici presenti (Fig.4.12- 4.15).

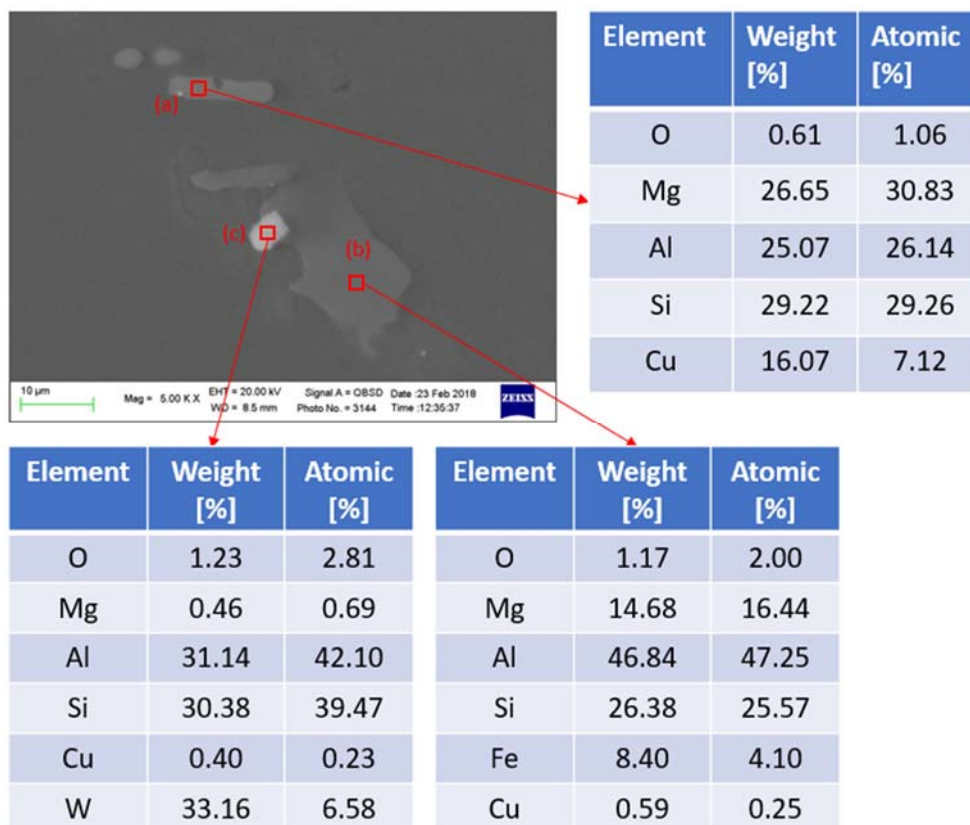


Fig.4.12: Immagine SEM ed analisi EDS di intermetallici presenti nei campioni in lega A357+Cu T6 a SDAS fine: (a) $Q-Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ (b) $\pi-Al_8Mg_3FeSi_6$, e (c) inclusione contenente W

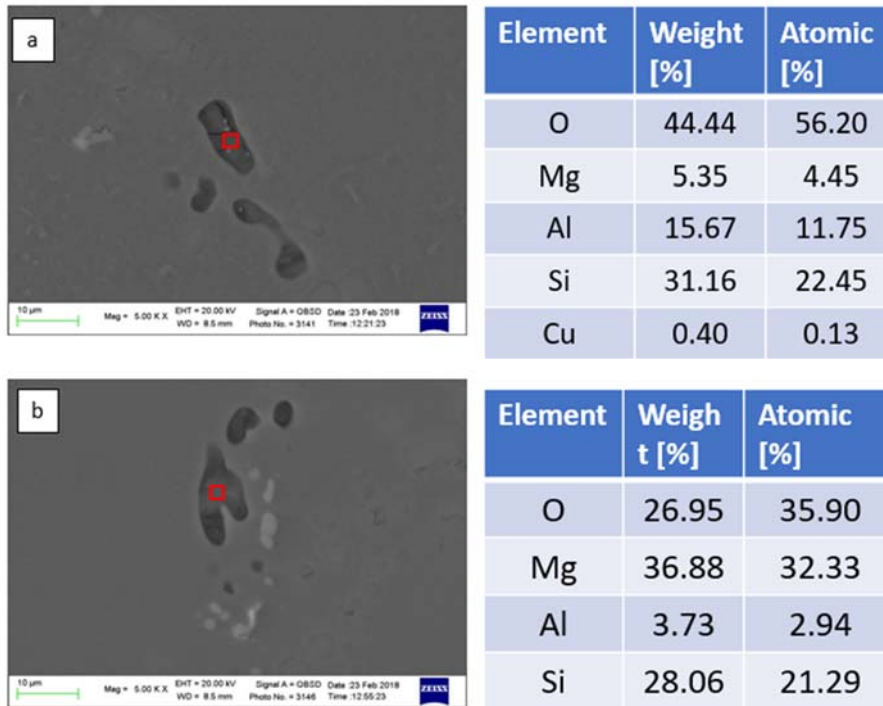


Fig.4.13: Immagine SEM ed analisi EDS di campioni in lega A357+Cu T6 di ossidi presenti nei campioni a SDAS fine: (a) Al_2O_3 e (b) MgO .

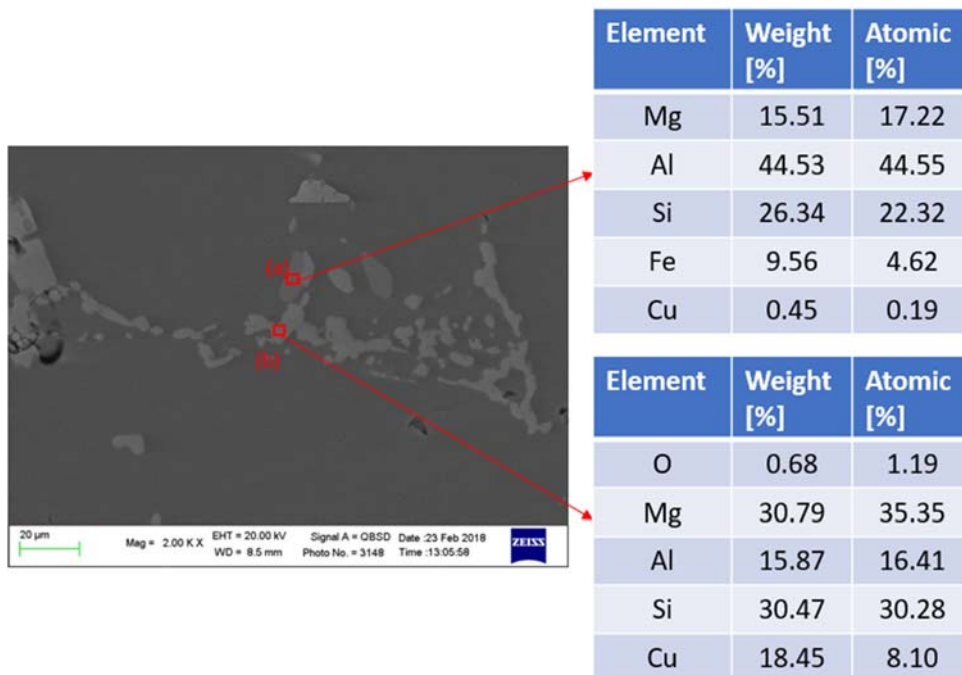


Fig.4.14: Immagine SEM ed analisi EDS di campioni in lega A357+Cu T6 di intermetallici presenti nei campioni a SDAS grossolano: (a) $\pi-Al_8Mg_3FeSi_6$ (b) $Q-Al_5Mg_8Cu_2Si_6$.

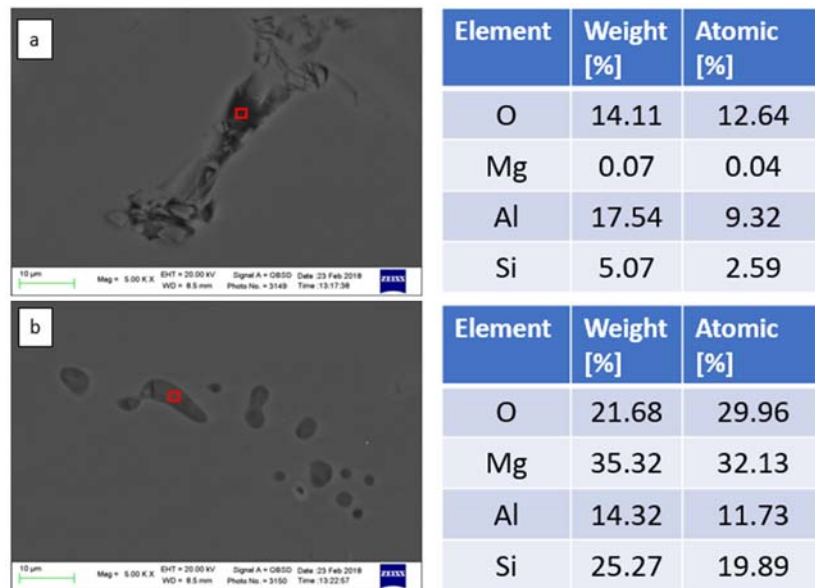


Fig.4.15: Immagine SEM ed analisi EDS di campioni in lega A357+Cu T6 di ossidi presenti (a) Al_2O_3 (b) MgO .

Sulla base dell'analisi di immagine eseguite sui campioni metallografici, è possibile affermare che la lega nelle condizioni as-cast, indipendentemente dalle dimensioni delle dendriti, è caratterizzata dalla presenza delle stesse fasi intermetalliche, di dimensioni e in quantità inferiori nei campioni a SDAS fine (1,40% in area) rispetto ai campioni a SDAS grossolano (1,60% in area).

L'analisi invece dei campioni dopo trattamento (HIP+T6) ha evidenziato come grazie al trattamento preliminare di HIP si sia evitata la presenza di difetti riconducibili a fusioni di composti bassofondenti durante la fase di solubilizzazione del trattamento T6. Inoltre, come atteso, la frazione dell'area totale delle particelle intermetalliche diminuisce dopo il trattamento termico T6 ed è inferiore per la microstruttura a SDAS fine (0,80% in area), rispetto alla struttura a SDAS grossolano (0,90% in area). Infatti, le particelle intermetalliche contenute in campioni di lega a SDAS fine sono caratterizzate da dimensioni inferiori rispetto a quelle presenti nei campioni a SDAS grossolano; di conseguenza, i meccanismi di diffusione sono facilitati, portando anche ad una più facile dissoluzione delle particelle stesse.

4.2 Analisi termica

Nel seguente paragrafo sono riportati i risultati ottenuti dalle varie analisi termica eseguite sulla lega A357+Cu prima e dopo trattamento termico.

4.2.1 Analisi DSC in fase di riscaldamento

Mediante l'analisi DSC è stato possibile identificare le trasformazioni di fase che avvengono durante il riscaldamento della lega nell'intervallo di temperatura 20-700 °C. Sulla base della presenza di picchi esotermici o endotermici, infatti, è possibile stabilire se vi sia una precipitazione o una dissoluzione delle fasi, cioè se la fase che si sta trasformando cede o assorbe energia. Inoltre, valutando l'area sottesa dal picco è possibile calcolare l'energia assorbita o rilasciata durante la trasformazione.

I termogrammi DSC relativi alla lega A357 + Cu in condizioni as-cast e trattata T6 a SDAS fine (FS) e SDAS grossolano (CS) sono riportati nella Fig.4.16 e Fig.4.17

Sono stati identificati quattro picchi principali a cui corrispondono le seguenti reazioni [7]:

Picco 1 → Precipitazione di Si nell'intervallo di 200-300 °C

Picco 2 → Fusione di Al_2Cu e $Cu_2Mg_8Si_6Al_5$

Picco 3 → Fusione dell'eutettico Al-Si e altri composti intermetallici

Picco 4 → Fusione della fase $\alpha-Al$

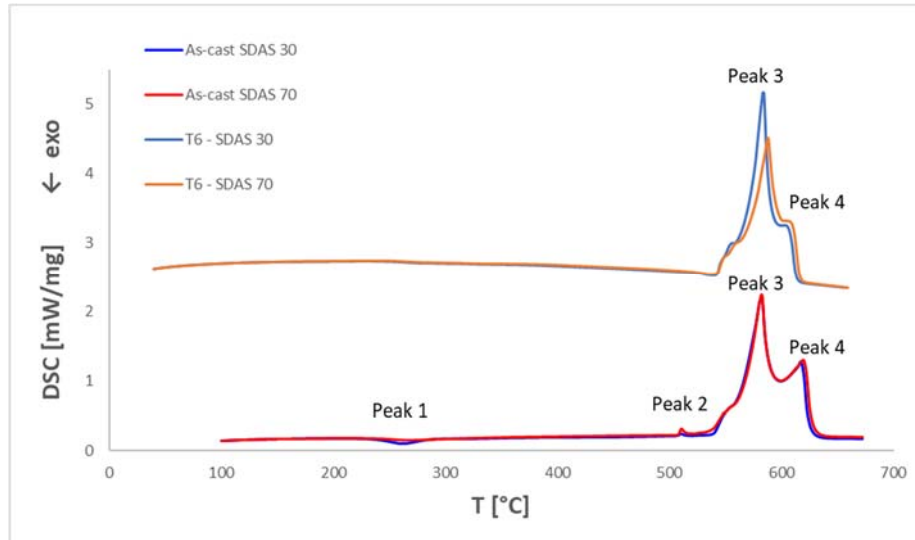


Fig.4.16 Analisi DSC in fase di riscaldamento di una lega A357+Cu in condizioni as-cast e T6 a SDAS fine (FS) e SDAS grossolano (CS).

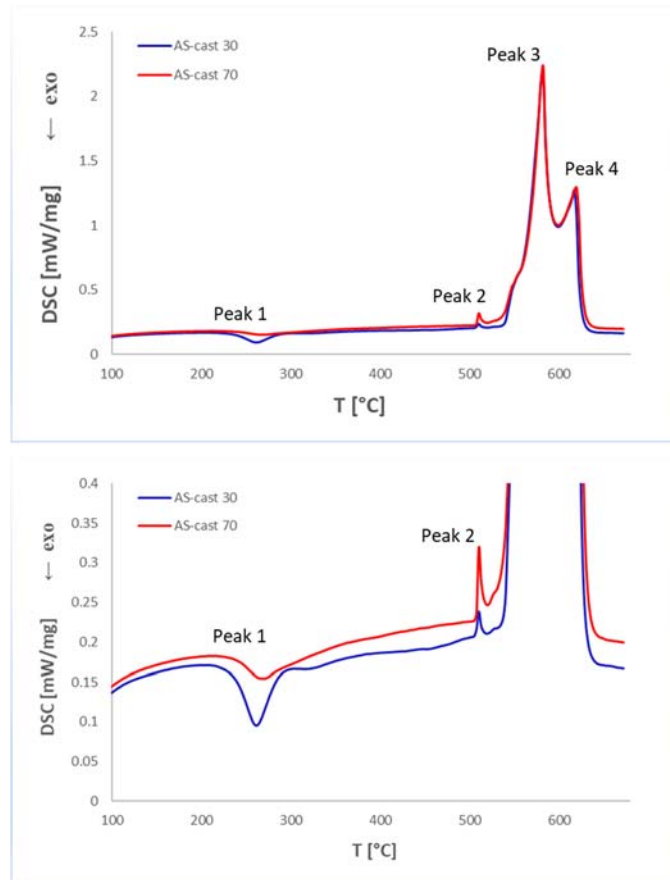


Fig.4.17 Dettaglio del termogramma DSC dello stato as-cast.

Per le leghe quaternarie del tipo AlSiCuMg, al fine di evitare la formazione di difetti riconducibili a zone parzialmente fuse, la fase di solubilizzazione deve essere preceduta da un preriscaldamento di omogeneizzazione necessario per dissolvere i composti basso-fondenti relativi al picco endotermico 2. La fase di omogeneizzazione, quindi, deve essere effettuata ad una temperatura inferiore a quella della reazione endotermica 2.

Per particolari destinati a trattamenti di HIP, il trattamento di omogeneizzazione viene sostituito dalla fase di HIP che, come già anticipato, deve però essere eseguita a temperatura inferiore a quella di fusione dei composti bassofondenti.

Osservando l'area sottesa dal picco 2, si nota chiaramente come questa sia più contenuta per la lega a SDAS fine rispetto a quella a SDAS grossolano, come confermato anche dai dati delle tabelle 4.2 e 4.3 relativi all'entalpia di fusione dei vari picchi presenti nel termogramma DSC.

Tale aspetto suggerisce che una frazione inferiore delle fasi Al₂Cu e Q sia presente nei campioni a SDAS fine, concordemente ai risultati dell'indagine microstrutturale che aveva evidenziato una minore quantità di fasi Al₂Cu e Q nei campioni con microstruttura più fine [8].

Dopo il trattamento T6, si osserva che in entrambi i campioni, FS e CS, il picco 2 è scomparso; tale aspetto indica che i composti a base Cu sono stati quasi completamente solubilizzati durante il trattamento termico T6.

		Onset T [°C]	Picco T [°C]	Area [J/g]
As-cast SDAS 30	1) Precipitazione Intermetallico	238.5	262	-13.07
	2) Al ₂ Cu+Q-Al ₅ Mg ₈ Cu ₂ Si ₆	507.7	509.5	0.9034
	3) Eutettico Al-Si	571	581.9	158.9
	4) α-Al	605.7	618	53.22
As-cast SDAS 70	1) Precipitazione Intermetallico	242.4	269.9	-5.901
	2) Al ₂ Cu+Q-Al ₅ Mg ₈ Cu ₂ Si ₆	508.1	510.3	2.214
	3) Eutettico Al-Si	569	582.1	141.3
	4) α-Al	606	619.7	60.56

Tabella 4.2. Dati caratteristici estrapolati dal termogramma DSC della lega in condizioni as-cast

		Onset T [°C]	Picco T [°C]	Area [J/g]
T6 SDAS 30	3) Eutettico Al-Si	564.6	581.8	177.8
	4) α-Al	607.1	618.1	45.4
T6 SDAS 70	3) Eutettico Al-Si	570.7	588.8	152
	4) α-Al	607.5	617.7	56.4

Tabella 4.3. Dati caratteristici estrapolati dal termogramma DSC della lega in condizioni T6

4.2.2 Curve di raffreddamento ottenute durante la produzione dei campioni

A differenza delle informazioni ottenibili con tecniche DSC e velocità di riscaldamento o raffreddamento controllate, le curve di raffreddamento ottenute durante la produzione dei campioni permettono di valutare le transizioni di fase che si hanno in una lega sottoposta a velocità di raffreddamento analoghe a quelle riscontrabili in getti reali, e le temperature cui queste avvengono. Esse sono la rappresentazione grafica della variazione di temperatura in funzione del tempo di una lega metallica durante la fase di solidificazione (Fig.4.18).

In corrispondenza delle transizioni di fase (al raffreddamento) il calore viene completamente sottratto sotto forma di calore latente di solidificazione.

Pertanto, le reazioni metallurgiche maggiori e minori si manifestano sulla curva di raffreddamento mediante punti di flesso e variazioni di pendenza [6].

Osservando il grafico di Fig.4.18, si nota come la lega studiata durante la solidificazione presenti quattro reazioni principali.

La fase di solidificazione inizia con la formazione di dendriti α -Al nell'intervallo di temperatura di 620-580 °C, seguite dallo sviluppo dell'eutettico Al-Si nell'intervallo di 570-560 °C quando la concentrazione del fuso rimanente ha raggiunto il punto eutettico.

Dal liquido rimanente arricchito di altri elementi leganti durante la crescita del silicio eutettico, si formano altri composti intermetallici a temperature inferiori a 550 °C.

Secondo quanto riportato in letteratura [6][9] la prima fase secondaria che si forma è Mg_2Si e l'ultima è l' Al_2Cu .

In questa tipologia di leghe, in realtà, la prima reazione post-eutettica, come evidenziato anche dalle simulazioni eseguite con Thermocalc, sarebbe la formazione della fase π - $Al_8Mg_3FeSi_6$, il cui picco è rilevabile nella derivata prima della curva di raffreddamento.

Per quanto riguarda le fasi α - $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ e β - Al_3FeSi , la curva di raffreddamento non mostra alcun picco correlato alla formazione di questi composti intermetallici, ad ulteriore conferma dei risultati delle analisi microstrutturali e delle simulazioni eseguite con Thermocalc (paragrafo 4.2.3). Le ragioni possono essere legate al basso contenuto di ferro della lega utilizzata in questo studio.

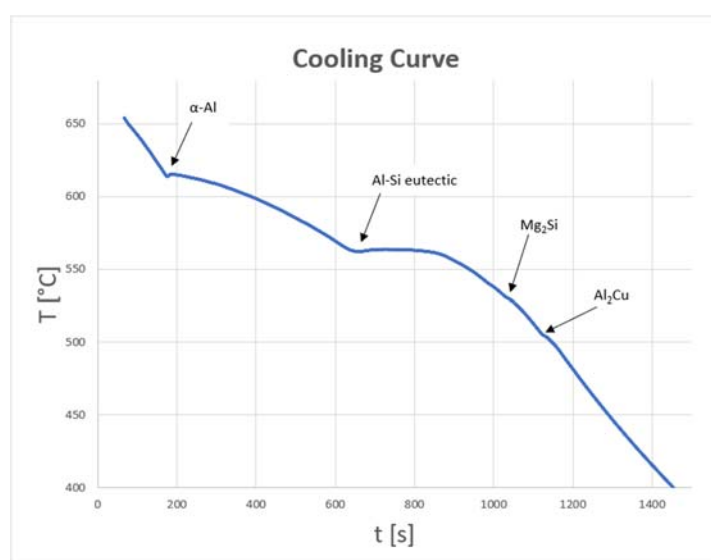


Fig.4.18 Curva di raffreddamento della lega 357+Cu

4.2.3 Previsione delle fasi presenti nella lega

Al fine di valutare le frazioni relative delle varie fasi che si formano durante la solidificazione della lega, e confrontarli con i dati delle analisi DSC, delle curve di raffreddamento e delle caratterizzazioni microstrutturali, ci si è avvalsi del software Thermocalc. I risultati delle simulazioni (Fig. 4.19) eseguite inserendo la composizione della lega, hanno evidenziato che in fase di solidificazione si formano:

- Fase α -Al (FCC_L12)
- Si eutettico (DIAMOND_a4)
- π - $Al_{18}Fe_2Mg_7Si_{10}$ e Mg_2Si
- Fase Q- $AlCuMgSi$
- β - $Al_9Fe_2Si_2$

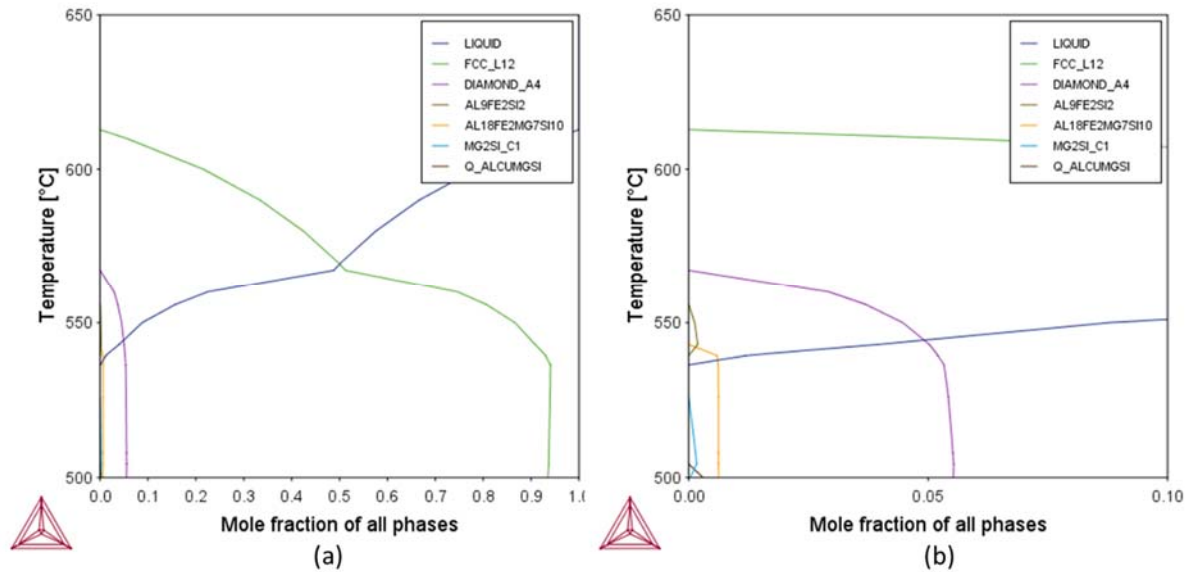


Fig.4.19 Fasi intermetalliche che si formano durante la solidificazione valutate con il software Thermocalc: (a) grafici completi e (b) dettaglio.

Nella rappresentazione grafica riportata in Fig.4.19a, solo le fasi rappresentate dalla curva che interseca l'asse x, sono presenti nella microstruttura della lega, mentre le altre, in questo caso solo il β -Al₉Fe₂Si₂, sono fasi temporanee. Questo risultato concorda con il fatto che non è stato osservato alcun intermetallico β -Fe nella microstruttura della lega analizzata.

4.3 Caratterizzazione meccanica

4.3.1 Esame di durezza su campioni degradati termicamente

L'effetto dell'esposizione alle alte temperature sulla durezza della lega A357 + Cu a SDAS fine è mostrato in Fig. 4.20, nella quale sono riportate le curve di degrado effettuate a 200°, 245° e 290 °C per tempi fino a 168 h.

La condizione di partenza della lega è lo stato HIP+T6, corrispondente a un picco di durezza pari a 126 HB.

È possibile osservare che, nelle prime fasi di esposizione, l'aumento della temperatura da 200 a 290 °C determina la perdita di durezza più significativa; in particolare dopo 4h a 200 °C la riduzione della durezza è sostanzialmente trascurabile (-2%), mentre a temperature più elevate tra 245 °C e 290 °C si registra una perdita, rispettivamente, del 21% e del 45% rispetto alla condizione iniziale T6.

Questo comportamento può essere attribuito a fenomeni d'ingrossamento dei precipitati di rinforzo dovuti ai processi di diffusione attivati termicamente.

Mentre dopo 4 h a 200 °C non si nota alcun effetto apprezzabile, a 245 °C e 290 °C si innescano meccanismi di diffusione. Di conseguenza, i precipitati di rinforzo formati dall'invecchiamento sono soggetti a un rapido ingrossamento, con conseguente perdita di coerenza con la matrice α -Al circostante e conseguente diminuzione della resistenza della lega.

Aumentando il tempo di overaging, la durezza diminuisce ulteriormente, in diversa misura a seconda della temperatura. A 200 °C e con un tempo superiore a 16 ore, si registra una graduale diminuzione della durezza, raggiungendo il valore minimo di 86 HB per il tempo massimo indagato (168 ore), corrispondente a una diminuzione totale del 32% rispetto alla condizione iniziale.

A 245 ° C e 290 ° C, la cinetica di crescita e ingrossamento è così rapida che la maggior parte della perdita di durezza, rispetto alla condizione T6, si verifica nelle prime 24 ore.

In queste condizioni la lega perde il 37% e il 54% della sua durezza iniziale rispettivamente a 245 ° C e 290 ° C, mentre le curve presentano un plateau, che rappresenta i valori di durezza minima, pari a 61 HB a 245 ° C (-52% rispetto alla condizione iniziale) e 51 HB a 290 ° C (-60% rispetto alla condizione iniziale).

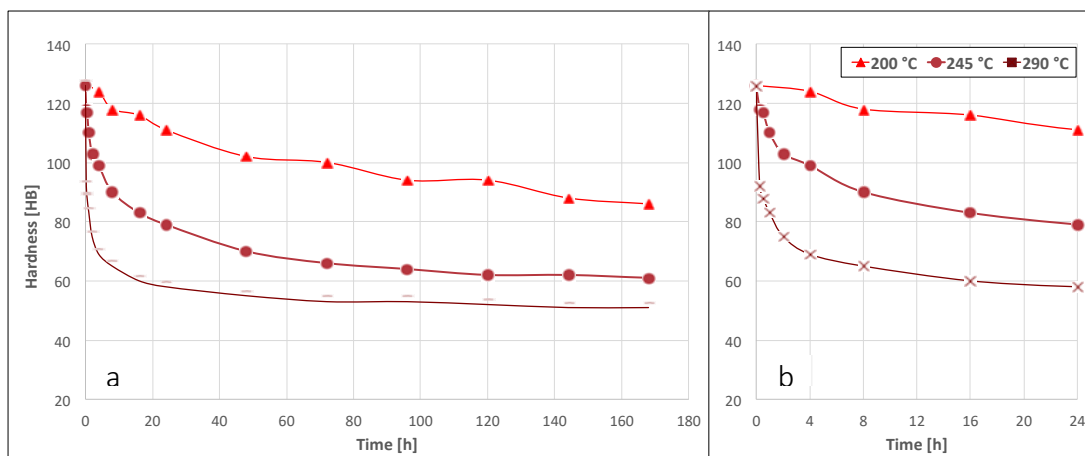


Fig.4.20 Curve di degrado della lega A357+Cu HIP+T6 a (a) 200 °C, 245 °C, 290 °C, e(b) dettaglio delle prime 24 di prova.

Il confronto tra il comportamento della lega A357 + Cu e quello di altre leghe da fonderia tipo A356 e A357 (Al-Si-Mg) e C355 (Al-Si-Cu-Mg) è presentato in Fig.4.21, sempre per temperature pari a 200, 245 e 290 ° C.

L'effetto benefico dell'aggiunta di Cu alla lega A357 è chiaramente osservabile.

Nonostante il valore di durezza iniziale sia simile nelle due leghe (rispettivamente 126 e 118 HB per A357 + Cu e A357), il decremento di durezza osservato nelle prime 8 ore è più consistente per la lega A357.

Dopo circa 48 ore tra le due leghe si registra una differenza di circa 20 ÷ 30 HB, rimanendo costante fino a 168 ore a tutte le temperature di degrado testate.

Pertanto, mentre la sola presenza di Mg (che genera Mg₂Si per indurimento per precipitazione) rende la lega A357 più adatta alla produzione di componenti che funzionano a temperature inferiori a 200 ° C, l'aggiunta dell'elemento Cu (che consente la precipitazione delle fasi contenenti Cu e in particolare di Q' [10]), consente di mantenere elevati valori di durezza a 200 ° C anche per lunghi periodi di permanenza in temperatura (168 h).

L'effetto positivo dell'aggiunta di Cu è ancora più evidente a temperature più elevate, dopo 6 ore di permanenza a 245 ° C e 290 ° C, infatti, le leghe A357 perdono più del 50% della loro durezza iniziale, mentre, dopo lo stesso tempo la perdita di durezza della lega A357 + Cu è inferiore al 30% e 50% rispettivamente a 245 ° C e 290 ° C.

I grafici indicano inoltre che le curve di overaging a 200 ° C delle leghe A356 e C355 sono sovrapposte rispettivamente a quelle di A357 e A357 + Cu, mentre a 245 e 290 ° C, le leghe C355 e A357 hanno una durezza leggermente superiore rispettivamente della lega A357 + Cu e A356.

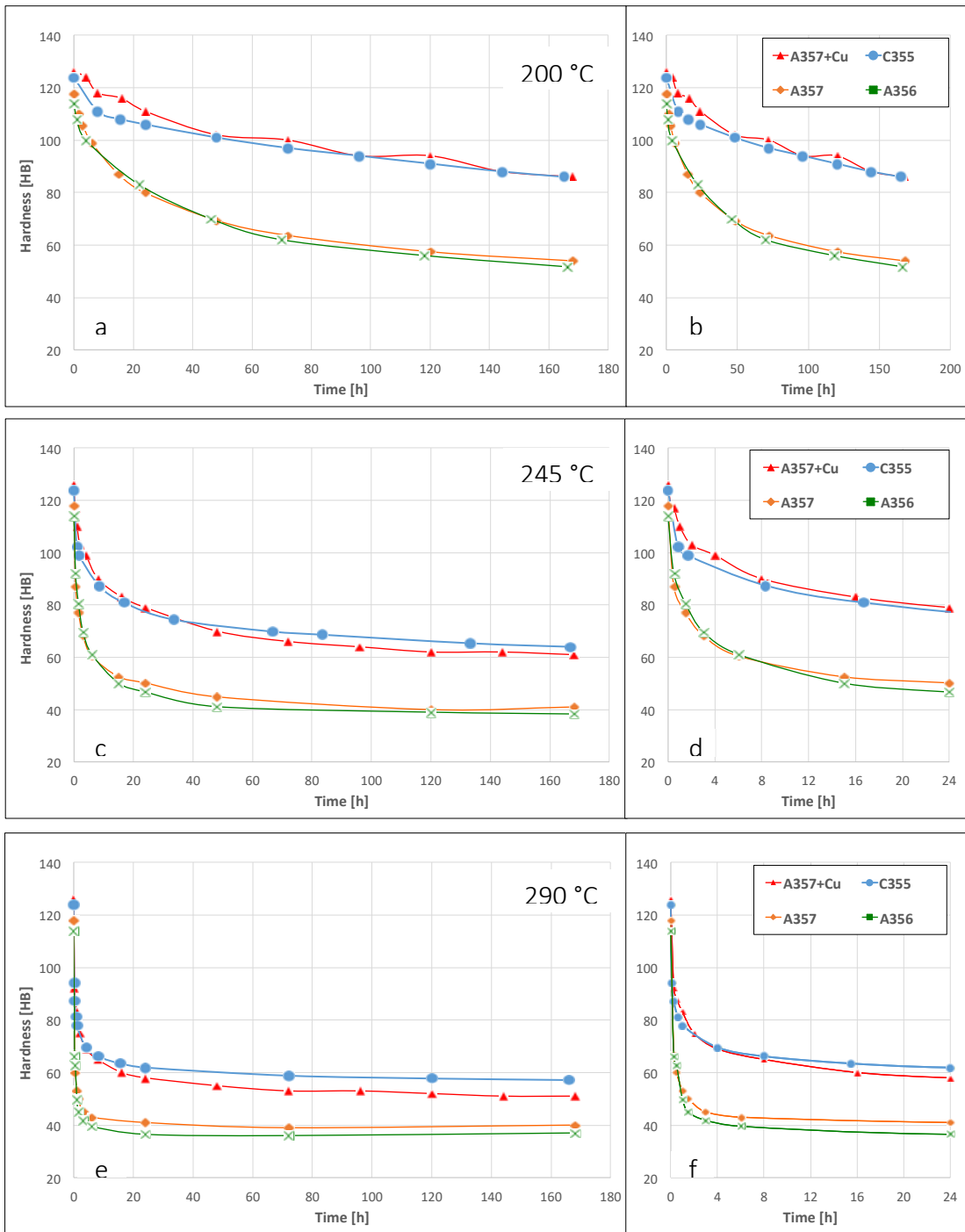


Fig.4.21 Curve di degrado della lega A357+Cu T6 confrontate con quelle di altre leghe da fonderia: (a)200 °C, (c) 245 °C, (e) 290 °C, e dettaglio delle prime 24 di prova: (b)200 °C, (d) 245 °C, (e) 290 °C

4.3.2 Caratterizzazione meccanica statica

Come descritto nei capitoli introduttivi, le proprietà meccaniche delle leghe di alluminio sono correlate alla microstruttura. Per quanto riguarda i campioni allo stato HIP+T6, la formazione dei precipitati di rinforzo durante l'invecchiamento svolge un ruolo importante nel raggiungimento delle proprietà meccaniche ottimali.

In Fig.4.22 è riportato il confronto della durezza tra campioni trattati HIP+T6 in lega A357+Cu a SDAS fine e campione a SDAS grossolano.

Dal punto di vista della durezza la differenza media riscontrata tra i campioni a SDAS fine e i campioni a SDAS grossolano non è sostanziale, in quanto in entrambi i casi i campioni risultano essere stati solubilizzati correttamente.

La differenza di 2 punti HB a favore dei campioni a SDAS fine, pur essendo all'interno della deviazione standard delle misure, può essere comunque giustificata dal fatto che dopo trattamento termico le analisi microstrutturali hanno evidenziato una minor presenza di intermetallici a base rame non disciolti rispetto a quanto osservato nei campioni a SDAS grossolano, e quindi questo presuppone che nei campioni a SDAS fine la quantità di Cu disponibile per la formazione dei precipitati di rinforzo fosse maggiore.

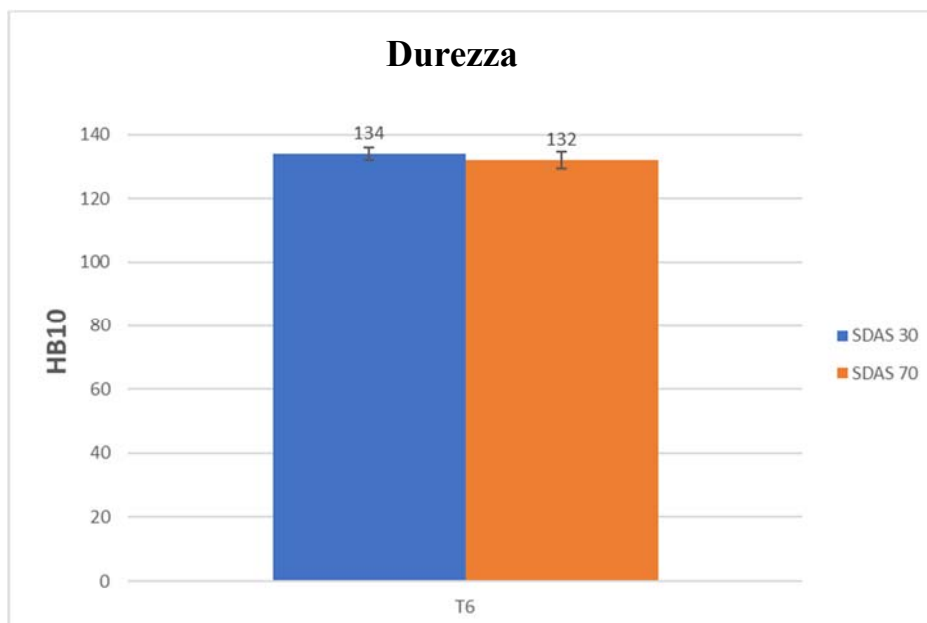


Fig.4.22 Durezza riscontrata su campioni a SDAS fine e SDAS grossolano in lega A357+Cu allo stato HIP+T6.

I risultati delle prove di trazione a temperatura ambiente dei campioni allo stato HIP+T6 sono riassunti in Fig.4.23 e Fig.4.25, nei grafici sono riportate le curve di trazione tipiche e la resistenza alla trazione finale (R_m), la resistenza allo snervamento (R_s) e l'allungamento a rottura ($A\%$), sia per SDAS fini che grossolani.

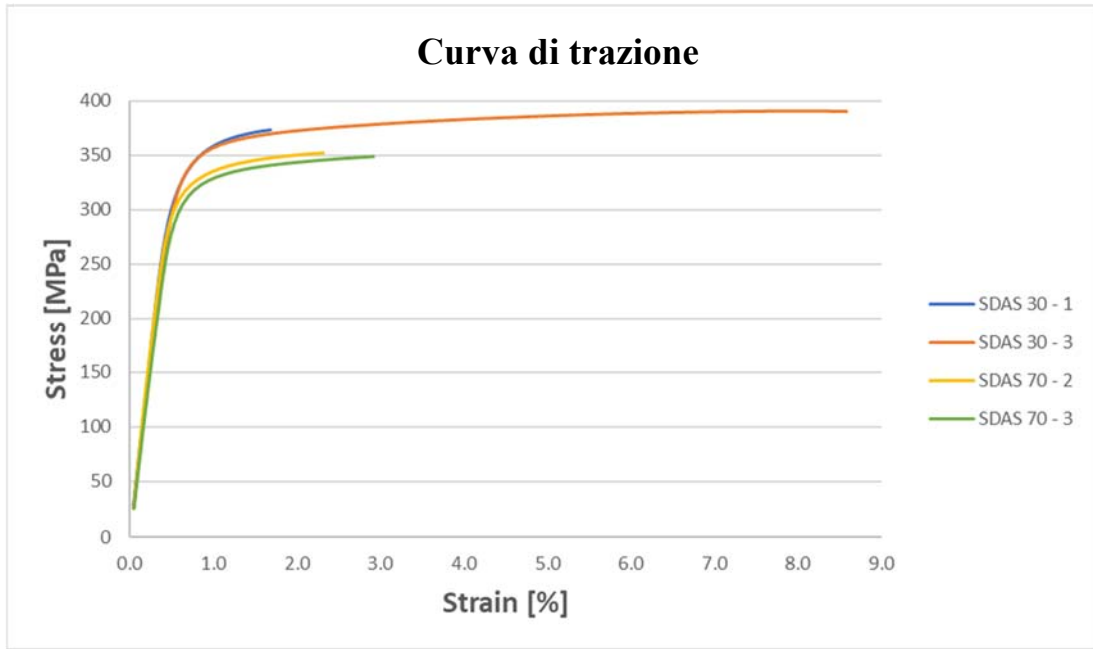


Fig.4.23 Esempi di curve di trazione relative a campioni a SDAS fine (linea azzurra e arancione) e SDAS grossolano (linea gialla e verde) in lega A357+Cu allo stato T6.

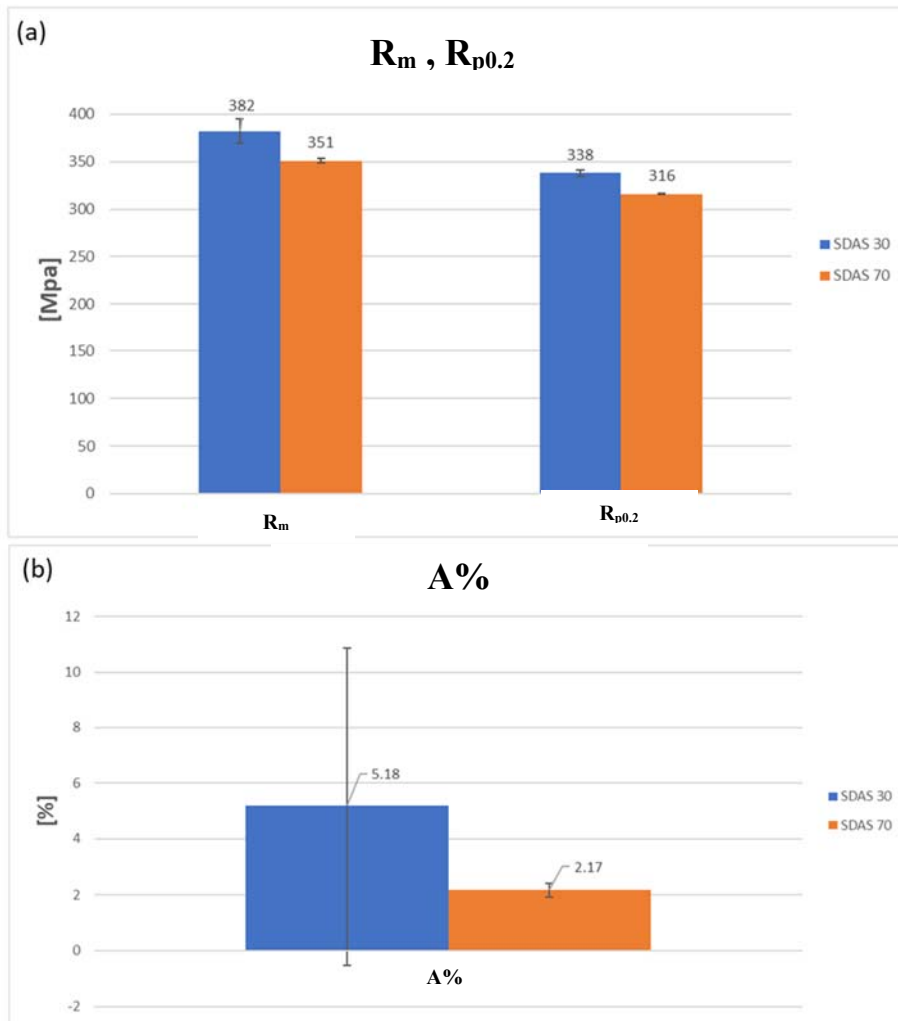


Fig.4.24 Dati di trazione relative a campioni a SDAS fine e SDAS grossolano in lega A357+Cu allo stato T6. (a) tensione di rottura e snervamento; (b) allungamento a rottura

Come prevedibile, dall'analisi dei dati si nota un incremento in termini di caratteristiche tensili passando da una struttura a SDAS grossolano ad una a SDAS fine.

In particolare i valori di R_m passano da 351 MPa a 382 MPa (+9%), mentre per quanto riguarda il valore di R_s da 316 MPa a 338 MPa (+7 %).

Va notato che la notevole differenza tra l'allungamento percentuale che caratterizza i campioni a SDAS fine e grossolano, è probabilmente dovuta alla presenza di ossidi nei campioni (dovuti ad un non ottimale processo di fusione); tali ossidi sono dannosi principalmente per l'allungamento a rottura e la tensione di rottura.

Oltre alla caratterizzazione a temperatura ambiente, i provini sono stati testati a 200 °C sia nella condizione T6 che dopo sovrainvecchiamento a 210°C+41h.

I risultati delle prove in questione sono stati riassunti nei grafici di Fig.4.25

Come già evidenziato per la durezza, il degrado termico determina un significativo decremento dei valori delle tensioni di rottura e snervamento a causa dell'ingrossamento dei precipitati di rinforzo.

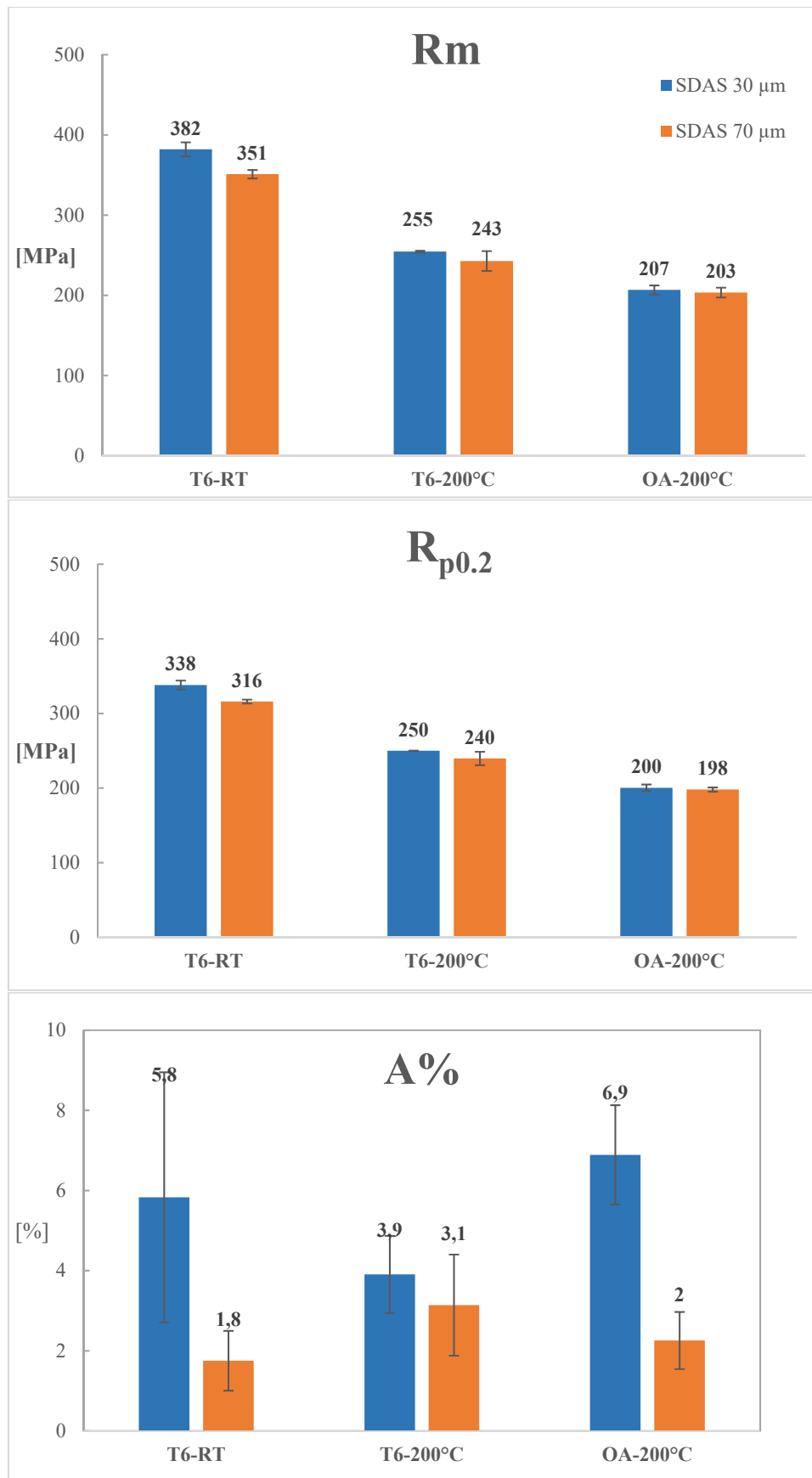


Fig.4.25 Dati di trazione relative a campioni a SDAS fine e SDAS grossolano in lega A357+Cu allo stato T6 a temperatura ambiente (T6-RT) a T=200°C (T6-200 °C) e in condizione di sovrainvecchiato a T=200°C (OA-200 °C). (a) tensione di rottura, (b) snervamento, (c) allungamento a rottura.

4.3.3 Confronto tra campioni realizzati in laboratorio e provini estratti dalla testa motore

Le caratteristiche meccaniche dei campioni a SDAS controllato prodotti in laboratorio sono state confrontate con quelle ottenute su provini di trazione estratti da una testa motore realizzata con la lega A357+Cu (Fig. 4.26-4.27).

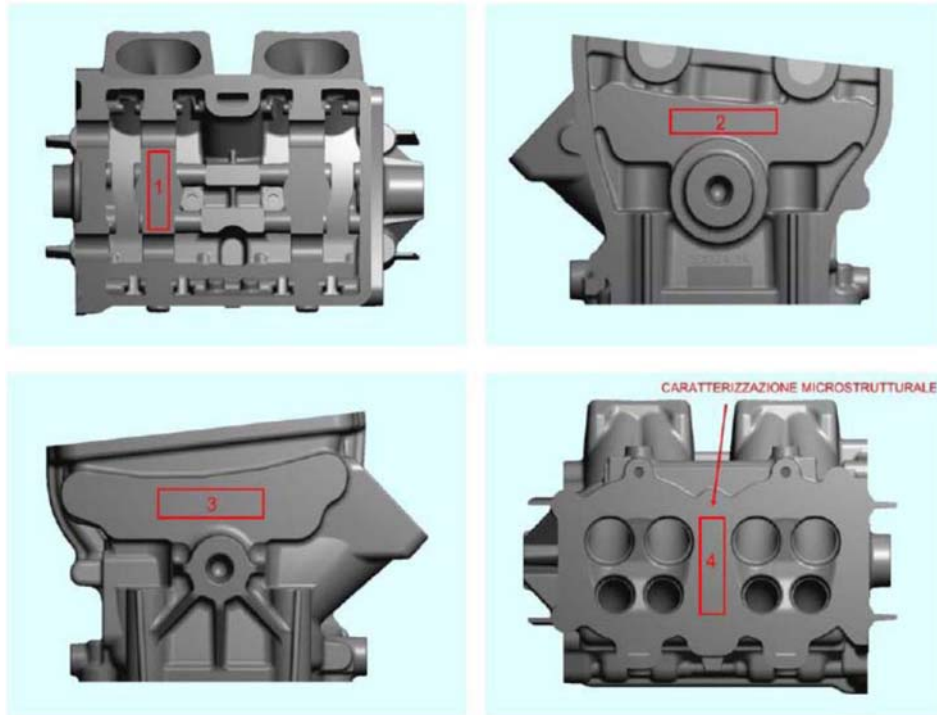


Fig.4.26 Zone di estrazione provette di trazione e dei campioni metallografici dalla testa motore.

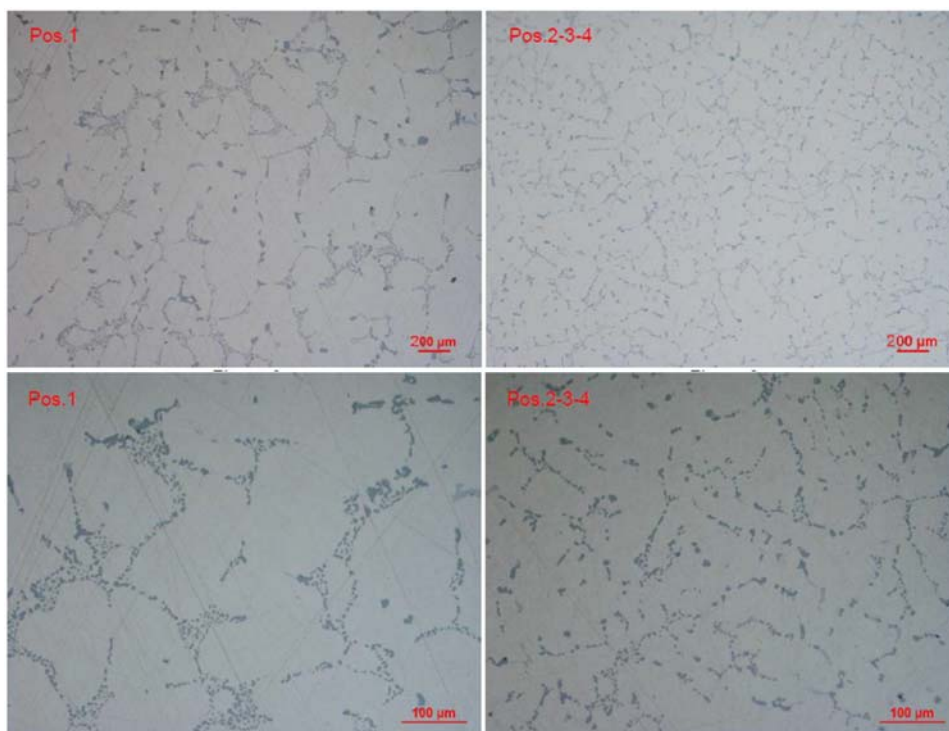


Fig.4.27 Microstruttura nelle varie posizioni di prelievo, Pos.1 → zone a SDAS grossolano, Pos.2-3-4 → zone a SDAD fine..

Dal punto di vista microstrutturale, i campioni realizzati in laboratorio e quelli estratti dalla testa motore sono risultati molto simili, sia in termini di SDAS, sia in termini di grado di modifica dell'eutettico (Fig. 4.27). Inoltre, anche i composti intermetallici presenti nella microstruttura di questi campioni sono risultati gli stessi.

L'analisi comparativa in termini di caratteristiche di durezza e tensili è riportata nelle Fig.4.28-4.30. Come si può notare, i risultati ottenuti per i campioni sperimentali sono leggermente più alti. Probabilmente, ciò è imputabile alla fase di trattamento termico che essendo effettuata su un componente di grosse dimensioni risulta essere meno efficace rispetto al trattamento effettuato sui campioni.

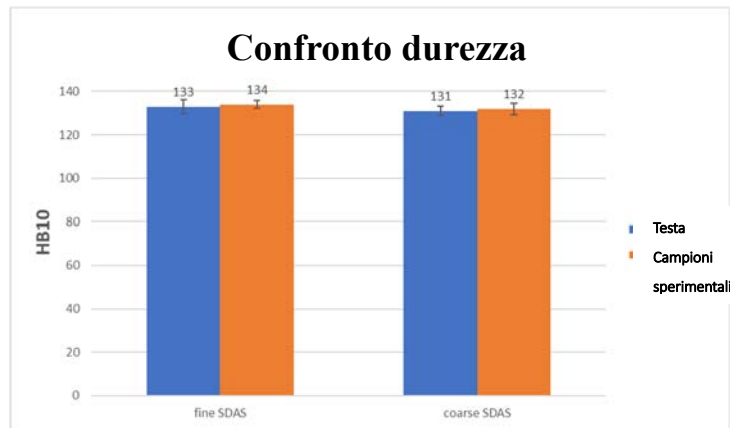


Fig.4.28 Confronto della durezza tra campioni sperimentali e campioni di trazione estratti dalla testa motore.

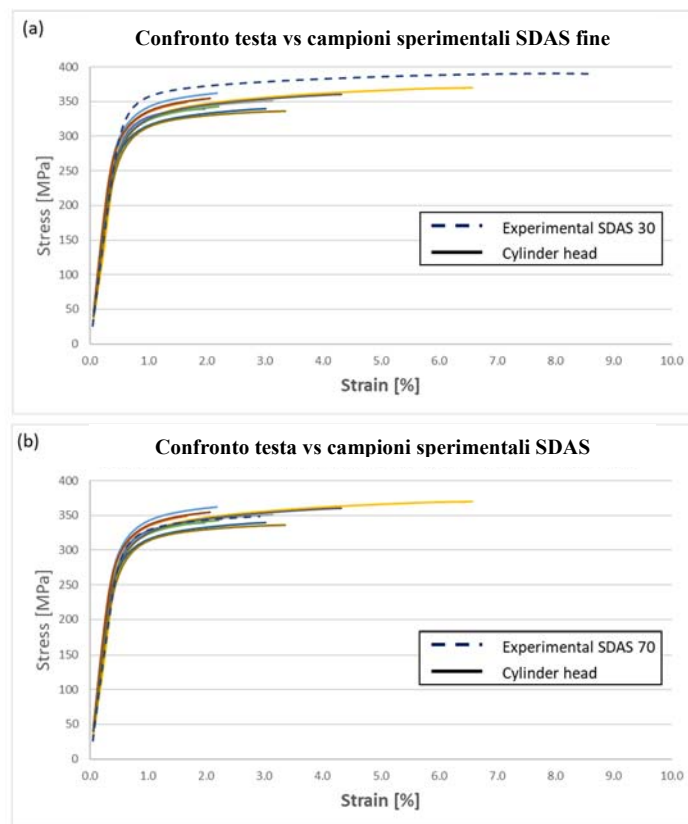


Fig.4.29 Confronto caratteristiche tensili tra campioni sperimentali e campioni di trazione estratti dalla testa motore.

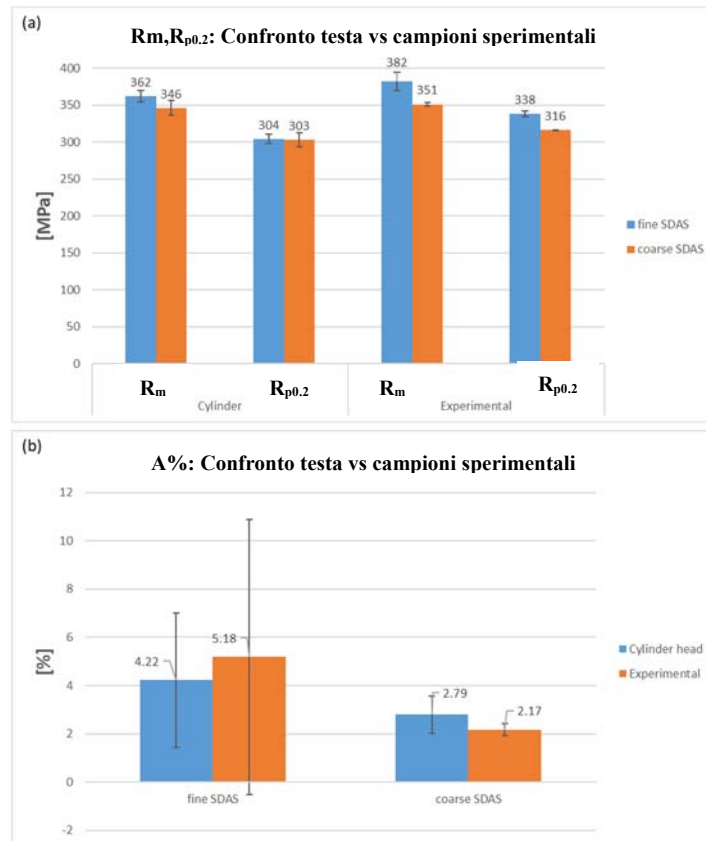


Fig.4.30 Confronto caratteristiche tensili tra campioni sperimentali e campioni di trazione estratti dalla testa motore.

4.3.4 Caratterizzazione a fatica

Come per le prove di trazione, le prove di fatica a flessione rotante sono state eseguite: i) a temperatura ambiente nella condizione T6 (T6-RT); ii) a 200 °C nella condizione T6 (T6-200); e iii) a 200 °C nella condizione di sovrainvecchiamento sottoponendo i campioni ad un ciclo termico a 210 °C per 41 ore (OA-200 °C). Le prove sono state eseguite su provini aventi le due diverse dimensioni di SDAS secondo il metodo stair-case ridotto descritto nella normativa IACS UR M53. In Fig.4.31 sono state riepilogate le caratteristiche a fatica della lega A357+Cu.

Per quanto riguarda il comportamento a fatica è importante notare come in tutte le condizioni esaminate la resistenza a fatica sia strettamente correlata alla resistenza a rottura della lega.

La correlazione tra tensione di rottura e resistenza a fatica è stata esaminata in diversi studi effettuati su materiali metallici a medio bassa resistenza, la relazione è espressa dalla seguente equazione [11][12][13][14]:

$$\sigma_f = C \cdot R_m$$

dove σ_f rappresenta la resistenza a fatica in MPa, R_m la tensione di rottura a trazione in MPa e C è un coefficiente adimensionale il cui valore dipende dalla modalità di rottura [12][13].

La tensione di rottura è generalmente considerata la proprietà statica più appropriata per prevedere il comportamento a fatica delle leghe di alluminio da fonderia. Infatti, nelle leghe Al-Si, R_m e σ_f sono influenzati in modo simile da caratteristiche microstrutturali come SDAS, forma dell'eutettico, forma e dimensione dei composti intermetallici, e soprattutto difetti di solidificazione [15][16].

A parità di condizioni di trattamento termico (T6), la resistenza a fatica della lega A357+Cu diminuisce passando da temperatura ambiente a 200°C e si registra un'ulteriore riduzione per la lega degradata a 200 °C.

Inoltre, in accordo con i risultati di trazione, i test di fatica eseguiti a temperatura ambiente hanno confermato l'effetto benefico della riduzione di SDAS, come riportato per altre leghe quaternarie [3]. Tuttavia, tale differenza tra il comportamento a fatica delle microstrutture a SDAS grossolano e SDAS fine è risultata significativa solo nella condizione T6-RT, come anche osservato per la resistenza a trazione (Fig.4.25).

A temperature elevate, invece, la differenza tra resistenza a fatica di campioni a SDAS fine e grossolano diminuisce, diventando sostanzialmente trascurabile nello stato sovrainvecchiato.

L'elevata temperatura di prova, infatti, determinando un decremento della durezza della matrice, indipendentemente dalla finezza microstrutturale, riduce l'effetto dannoso delle fasi grossolane (silicio eutettico, intermetallici) e dei difetti di fusione, che potrebbero favorire la nucleazione di cricche durante il ciclo di carico.

I risultati dei test, infatti, sottolineano che la riduzione di resistenza a fatica indotta dalla temperatura di prova e dalle condizioni di sovrainvecchiamento è sempre più alta per strutture a SDAS fine, rispetto a strutture a SDAS grossolano. Rispetto ai risultati delle prove condotte nella condizione T6-RT, i risultati dei test eseguiti nella condizione T6-200 °C, hanno evidenziato una riduzione della σ_f rispettivamente del 23% e 11%, per microstruttura fine e grossolana.

Analogamente, confrontando la condizione T6-RT e OA 200 °C, è stata misurata una riduzione di σ_f del 30% per i campioni a SDAS fine, mentre solo del 16% per quelli a SDAS grossolano (Tabella 4.4)

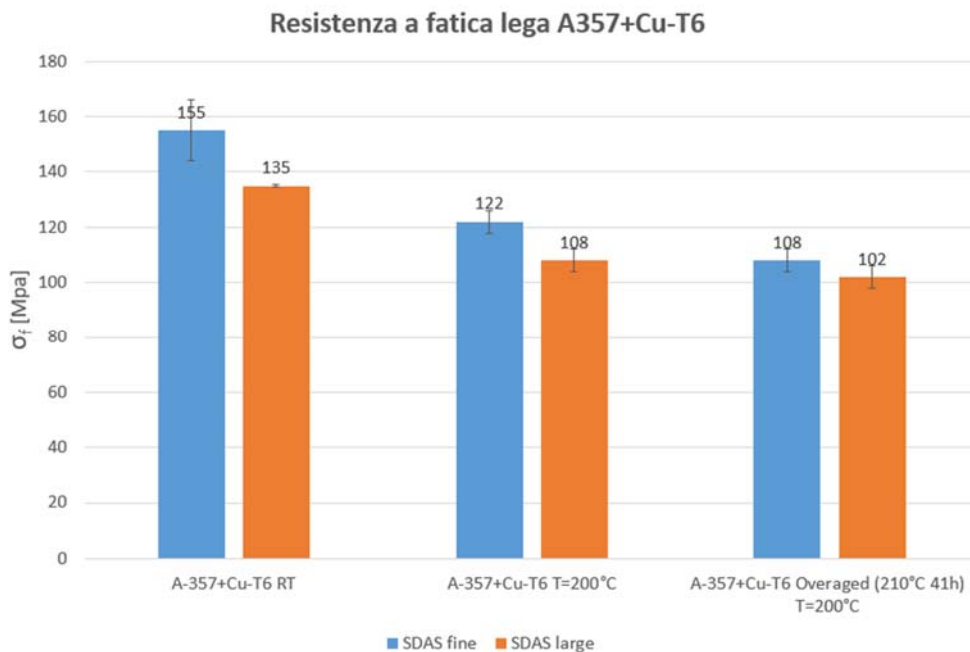


Fig.4.31 Riepilogo risultati del comportamento a fatica della lega A357+Cu

L'effetto benefico sul comportamento a fatica della maggiore plasticità della matrice alle più alte temperature di prova, è supportato anche dall'andamento del rapporto σ_f/R_m (C), che aumenta spostandosi dalla condizione T6-RT a OA-200 °C (Tab.4.4), mostrando anche che la resistenza a fatica subisce una riduzione proporzionalmente inferiore a quella registrata dalla tensione di rottura. Inoltre, poiché il coefficiente C dipende dai meccanismi di rottura che si verificano durante la fatica, si può supporre che il parametro SDAS non abbia effetti apprezzabili sui meccanismi di rottura ad alta temperatura [13][12], (il valore di C è prossimo a 0.50 per la lega con microstruttura sia fine sia grossolana), ma potrebbe indurre meccanismi di rottura leggermente diversi nella lega a temperatura ambiente (C pari a 0.35 per i campioni a SDAS grossolano e 0.42 per quelli a SDAS fine), a causa della diversa frazione e dimensione degli intermetallici e/o della presenza di ossidi (riscontrata maggiormente sulle superfici di frattura dei campioni a SDAS grossolano).

Alla luce di questi risultati è possibile affermare che l'effetto dello SDAS sul comportamento meccanico a 200°C è fortemente ridotto nei getti A357+Cu, soprattutto per applicazioni in cui il materiale sia soggetto ad una esposizione termica prolungata che porta a fenomeni di sovrainvecchiamento. In queste condizioni, diversamente dal comportamento a temperatura ambiente della lega trattata T6, una microstruttura fine non risulta significativamente vantaggiosa in termini di tensione di snervamento e rottura, oltretutto di resistenza a fatica.

		T6-RT	T6-200 °C	OA-200 °C
Fine	σ_f [MPa]	155±11	122±4	108±4
	Rm [MPa]	382±9	255±1	207±6
	C (σ_f / Rm)	0.42	0.48	0.52
Grossolano	σ_f [MPa]	135±3	108±4	102±4
	Rm [MPa]	351±5	243±12	203±6
	C (σ_f / Rm)	0.35	0.44	0.50

Tab.4.4 Riepilogo risultati della tensione di rottura e della resistenza a fatica della lega A357+Cu nelle varie condizioni di prova

4.3.5 Confronto delle caratteristiche meccaniche

Sulla base di precedenti ricerche [17][2][3][18], le proprietà di trazione e fatica della lega A357+Cu sono state confrontate con quelle di una lega ternaria Al-Si-Mg (A356) e una quaternaria Al-Si-Cu - Mg (C355) con valori SDAS simili ($\approx 30 \mu\text{m}$).

I dati, riassunti nella Fig.4.32, dovrebbero essere interpretati alla luce delle curve di degrado riportate nella Fig.4.21, che hanno evidenziato come, in generale, le leghe quaternarie presentino una resistenza meccanica superiore, sia a temperatura ambiente che a temperatura elevata, rispetto a quelle ternarie.

Ciò può essere ascritto alla presenza di Cu e Mg, che portano alla formazione di precipitati del tipo θ (Al_2Cu) e Q ($\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$), oltre a β (Mg_2Si), caratterizzati da una maggior stabilità in temperatura. Come dedotto anche dalle curve di degrado, la lega A356 è caratterizzata da una resistenza limitata ai fenomeni di overaging, mostrando nei test a 200 °C della lega sovrainvecchiata una notevole perdita di R_m , R_s e σ_f .

Il valore di R_s si riduce da 198 MPa a 120 MPa, R_m da 293 MPa a 158 MPa e σ_f da 132 MPa a 75 MPa, notevolmente inferiore a $R_m \approx 210$ MPa, $R_s \approx 200$ MPa e resistenza a fatica ≈ 100 MPa delle leghe quaternarie Al-Si-Cu-Mg nelle stesse condizioni.

Confrontando il comportamento meccanico delle leghe quaternarie A357+Cu e C355, invece, è possibile sottolineare che a temperatura ambiente A357+Cu-T6 presenta, rispetto alla lega C355, un R_s più elevato di circa il 13% (338 MPa rispetto a 293 MPa) e un R_m più elevato di circa il 5% (382 MPa rispetto a 361 MPa).

In condizioni di sovrainvecchiato a 200 °C, invece, la lega C355 T6 ha un valore di R_s (196MPa rispetto a 200 MPa) e R_m (217 MPa rispetto a 207 MPa) prossimi a quelli della lega A357 + Cu.

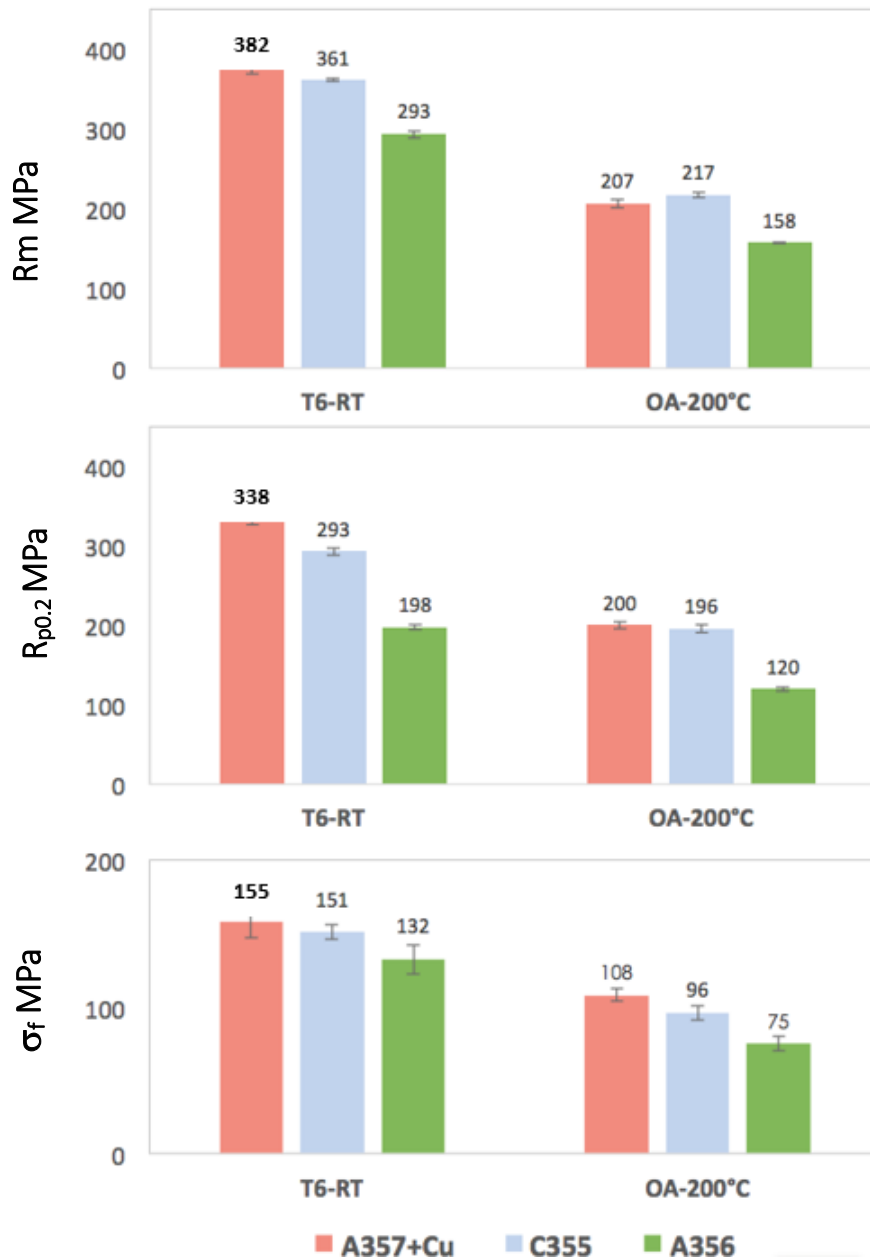


Fig.4.32 Comparazione delle proprietà tensili e a fatica delle leghe A357+Cu, C355 and A356 a valori similari di SDAS (≈ 25)

Il diverso comportamento a temperatura ambiente tra A357+Cu e C355 può essere spiegato considerando: (i) il diverso effetto di rafforzamento di θ' e Q' sulle proprietà di trazione a temperatura ambiente e ad alta temperatura; (ii) l'influenza del contenuto di Cu e Mg sulla formazione dei precipitati indurenti.

Per quanto riguarda l'effetto di rafforzamento, θ' aumenta notevolmente la durezza delle leghe di alluminio a temperatura ambiente; Q' , invece, ha un effetto rinforzante inferiore a temperatura ambiente, ma una resistenza all'ingrossamento in temperatura superiore e quindi un'efficacia superiore nel rafforzamento delle leghe ad alta temperatura [10][19].

Pertanto la maggiore quantità di θ' aumenta le prestazioni della lega principalmente a temperatura ambiente, mentre Q' porta ad un miglioramento delle proprietà meccaniche principalmente ad alta temperatura.

Per quanto riguarda la cinetica di precipitazione, nelle leghe Al-Si-Cu-Mg con alto contenuto di Cu e Mg e alto rapporto Cu / Mg (sia A357+Cu che C355 hanno un rapporto Cu/Mg di ≈ 2) l'incremento di Cu e Mg promuove la precipitazione di θ' rispetto a Q' [19][20].

Poiché A357+Cu ha una percentuale in peso maggiore di Cu e Mg rispetto a C355, si può dedurre che le sue migliori prestazioni a temperatura ambiente rispetto alla lega C355 sono probabilmente dovute alla maggiore quantità di θ' formatosi dopo l'invecchiamento.

Una quantità simile di Q' può spiegare, invece, la leggera differenza del comportamento a trazione delle leghe a 200 °C, in condizioni di sovrainvecchiamento.

Il confronto del comportamento a fatica delle due leghe (Fig. 4.32) evidenzia le prestazioni più elevate di A357+Cu rispetto a C355, sia nella condizione T6 a temperatura ambiente, sia nella condizione OA a 200 °C.

Mentre il risultato a temperatura ambiente è in accordo con i dati della prova di trazione, la maggiore resistenza alla fatica di A357+Cu a 200 °C può essere spiegata tenendo conto anche della diversa quantità di particelle intermetalliche presenti nelle due leghe.

La frazione media dell'area coperta da intermetallici nella lega C355 è di circa l'1,2%, rispetto allo 0,8% di A357 + Cu.

Questa differenza è dovuta principalmente al diverso contenuto di Fe nelle leghe ($\approx 0,140\text{wt}\%$ per C355 e $< 0,03\text{wt}\%$ per A357 + Cu), che ha indotto la formazione di una maggiore quantità di fasi ricche di Fe, come il π -Fe ($\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$) e β - Al_5FeSi aciculare, o Al-Cu-Fe nella C355 rispetto alla lega A357 + Cu.

Inoltre, mentre la presenza della fase β - Al_5FeSi aciculare dannosa è stata chiaramente documentata nel C355, nessuna fase β è stata osservata nelle analisi microstrutturali e frattografiche della lega A357 + Cu.

Il ruolo dannoso svolto dalle particelle intermetalliche sulla resistenza a fatica della C355 è stato confermato dal fatto che nella C355 i siti di nucleazione delle cricche erano principalmente in corrispondenza di fasi ricche di Fe grossolane [3] [9], mentre in A357-Cu accanto agli ossidi.

Pertanto, diversamente dalla precedente valutazione sul comportamento a fatica di campioni a SDAS fine e campioni a SDAS grossolano nella condizione di OA a 200 °C di A357 + Cu, in cui l'addolcimento della matrice potrebbe bilanciare l'effetto negativo di piccole differenze ($\approx 0,1\%$) di intermetallici, l'alta temperatura non ha potuto compensare completamente né la maggiore ($\approx 0,4\%$ della frazione di area media) nella quantità di intermetallici tra C355 e A357+Cu, né la presenza nella C355 della fase β dannosa, non osservata invece nella lega A357 + Cu.

4.3.6 Analisi frattografica

Le osservazioni effettuate a basso ingrandimento con microscopio multifocale sulle superfici di frattura dei campioni della lega A357+Cu sottoposta ad HIP+T6 sono riportate in Fig.4.33.

Sulle superfici di frattura si evidenzia la presenza d'inclusioni di ossido di grandi dimensioni (zone più scure sulla superficie). Tali discontinuità sono state osservate principalmente in campioni con microstruttura a SDAS grossolano e sono considerate la ragione principale della dispersione registrata nel valore di allungamento a rottura della lega.

I campioni caratterizzati dalla presenza di ossidi di grandi dimensioni, infatti, hanno fornito valori molto bassi di A%.

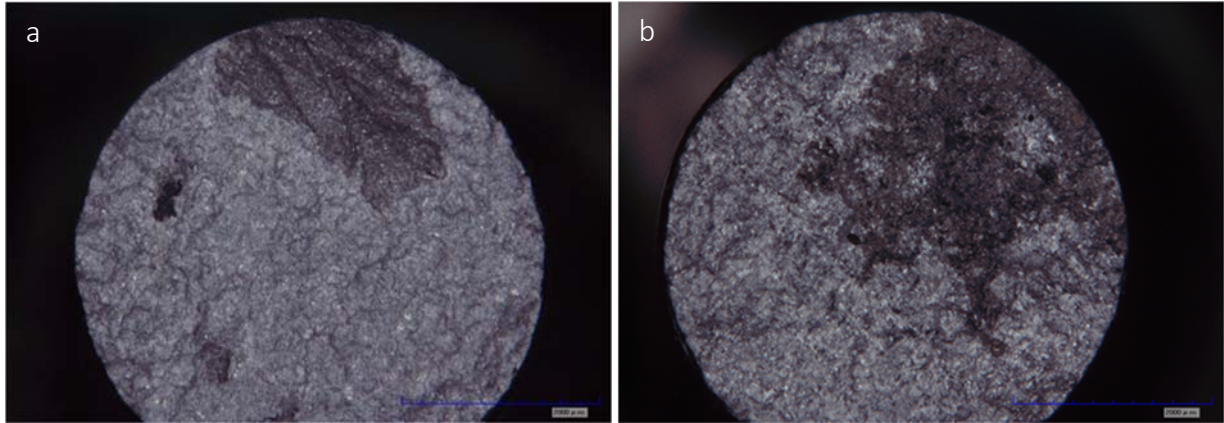


Fig.4.33 Immagini effettuate al microscopio multifocus che mostrano la presenza di inclusioni di ossido di grandi dimensioni (zone scure) sulle superfici di frattura di (a) campioni di trazione T6-RT a SDAS fine ($R_s = 335$ MPa, $R_m = 353$ MPa ed $A\% = 1,2\%$) e di (b) Campioni di trazione OA-200 con SDAS grossolano ($R_s = 195$ MPa, $R_m = 196$ MPa ed $A\% = 0,8\%$).

Le analisi SEM ad alto ingrandimento delle superfici di frattura a trazione (Fig.4.34) consentono di apprezzare una morfologia duttile di tipo cellulare.

I meccanismi di frattura consistono in decoesione e/o frattura di Si eutettico e particelle intermetalliche, generazione di bande di scorrimento con conseguente formazione di microcricche e frattura finale generata dal loro collegamento e propagazione [17][2][5][21].

Tuttavia, mentre i campioni a SDAS fine presentano *dimples* di ridotte dimensioni e distribuite omogeneamente sulla superficie della frattura, i campioni a SDAS grossolano sono caratterizzati da dimples più grandi e un percorso di frattura prevalentemente interdendritico, a causa della presenza in queste regioni di grandi intermetallici ricchi di Cu, che si fratturano durante il test di trazione (Fig.4.35).

I meccanismi di frattura leggermente diversi tra i campioni a SDAS fine e grossolano, e la presenza d'inclusioni di ossido più grandi, giustificano il minor allungamento a rottura di questi ultimi.

Fatta eccezione per una morfologia duttile più pronunciata, invece, non sono state osservate differenze sostanziali tra le superfici di frattura dei campioni testati a temperatura ambiente e a 200 °C.

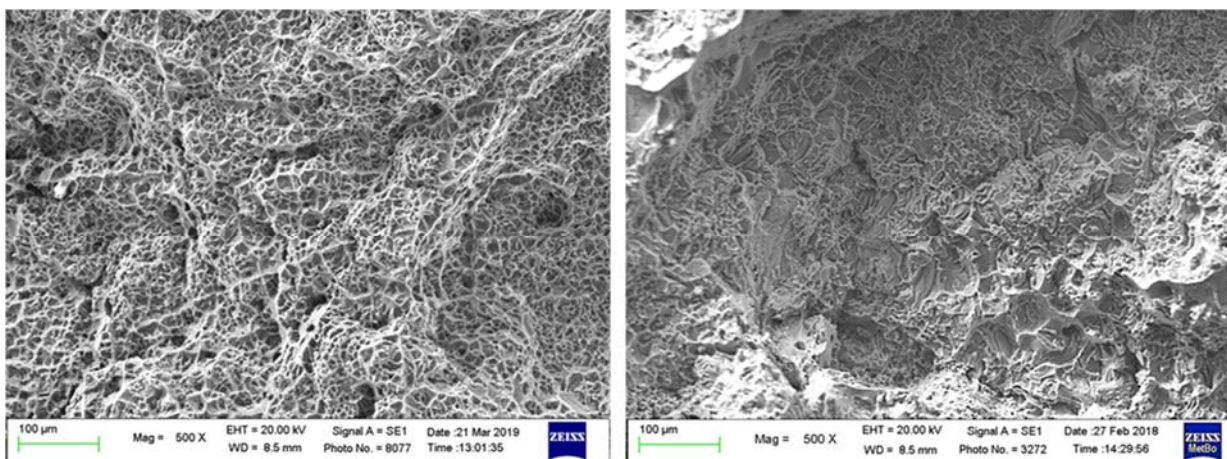


Fig.4.34 Immagini SEM relative a superfici di frattura di (a) campioni a SDAS fine e (b) campioni a SDAS grossolano in condizioni T6-RT.

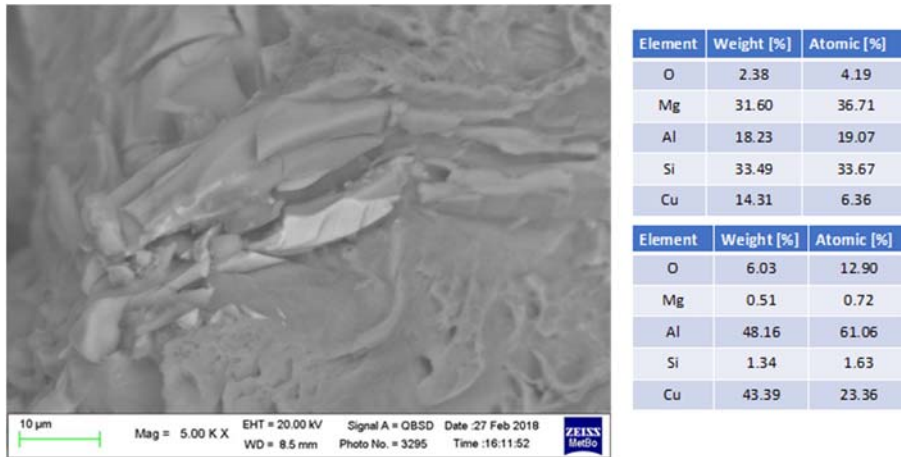


Fig.4.35 Immagini SEM ed analisi EDS di intermetallici a base Cu sulla superficie di frattura di campioni a SDAS grossolano in condizioni T6-RT ($R_s = 327 \text{ MPa}$, $R_m = 359 \text{ MPa}$ and $A\% = 2.4\%$).

Le analisi effettuate sulle superfici di frattura dei campioni di fatica hanno evidenziato che in quasi tutti i campioni testati, (indipendentemente dallo SDAS e dalle condizioni del test), la nucleazione si origina nella zona esterna del campione, in corrispondenza di ossidi prossimi a particelle di composti intermetallici (Fig. 4.36).

Questa osservazione (i) conferma i risultati di precedenti lavori [13] sul ruolo dannoso svolto dagli ossidi sulla resistenza a fatica dei getti di alluminio; (ii) sottolinea che le fasi intermetalliche sviluppate nell'A357+Cu possono agire come sito di nucleazione di cricche solo in sinergia con altri difetti di colata, e quindi sono meno dannose per la resistenza alla fatica rispetto alle fasi ricche di Fe presenti nella lega C355, come β -Al₅FeSi aciculare o π -Fe (Al₈Mg₃FeSi₆) a blocco [3].

In alcuni casi, sono stati identificati come siti di nucleazione anche alcuni difetti di fusione prossimi alla superficie (Fig.4.37), confermando che l'HIP non è efficace sui pori situati vicino alla superficie. Le striature di fatica sono chiaramente identificabili nelle zone di propagazione (Fig. 4.38), dove sono state osservate anche cricche secondarie.

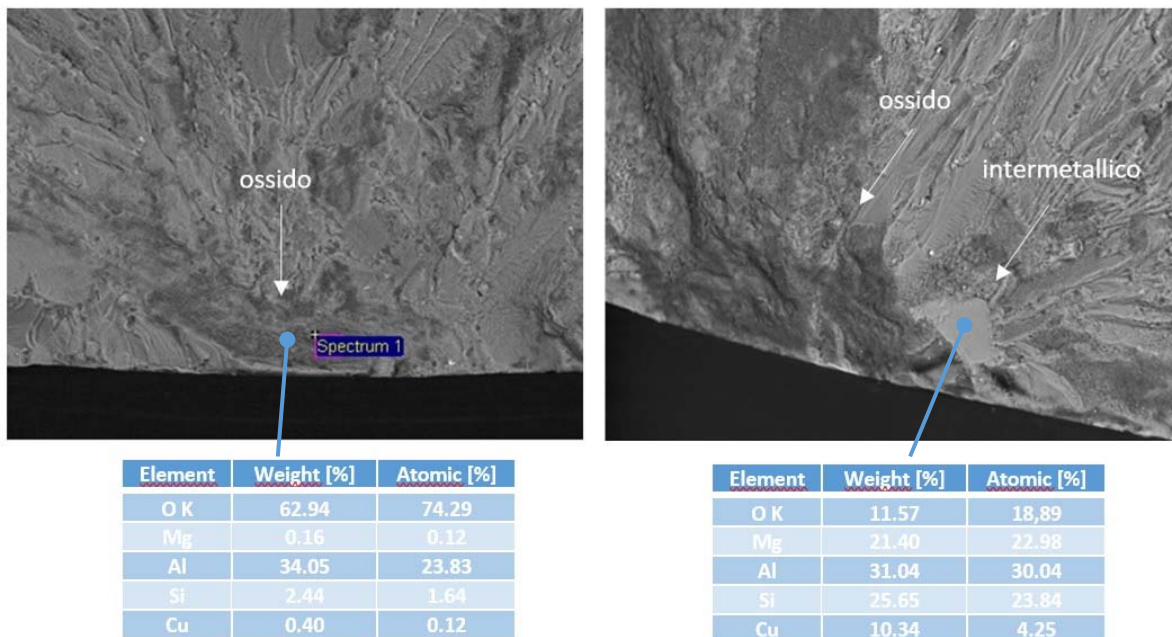


Fig.4.36 Immagine SEM e analisi EDS effettuate in zona di innesco: (a) ossido presente su campione di fatica a SDAS fine T6-RT (rotto a 150 MPa dopo 260,000 cicli) (b) ossido e intermetallico riscontrato su campione di fatica a SDAS grossolano OA-200°C (rotto a 100 MPa dopo 795,000 cicli)..

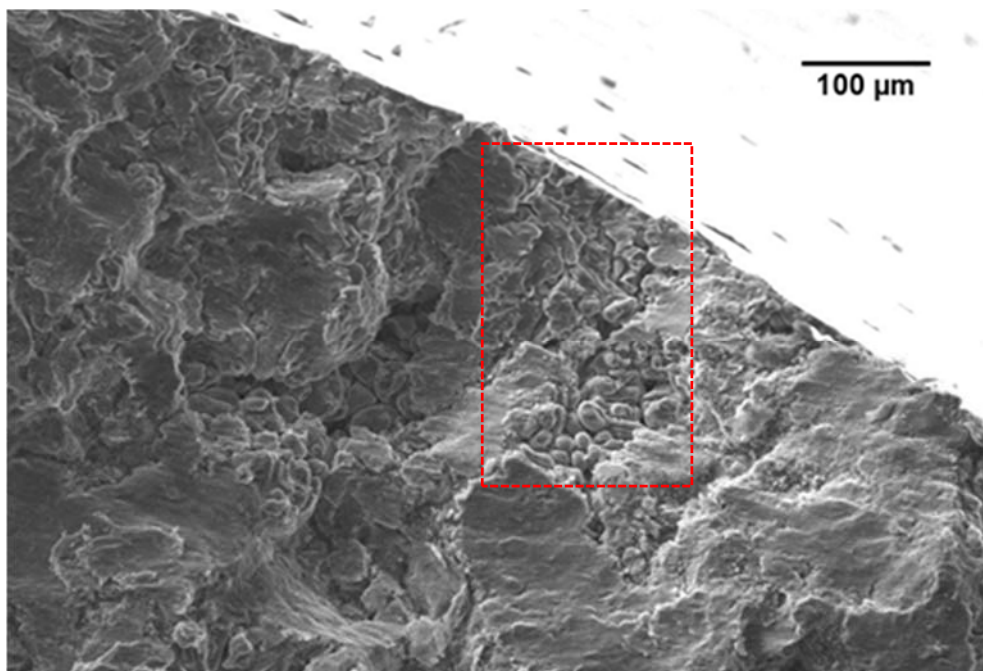


Fig.4.37 Immagine SEM relativa a zona di innesco collocata in corrispondenza di difetto fusorio riscontrato su campione di fatica a SDAS grossolano T6-200°C (rotto a 110 MPa dopo 580,000 cicli).

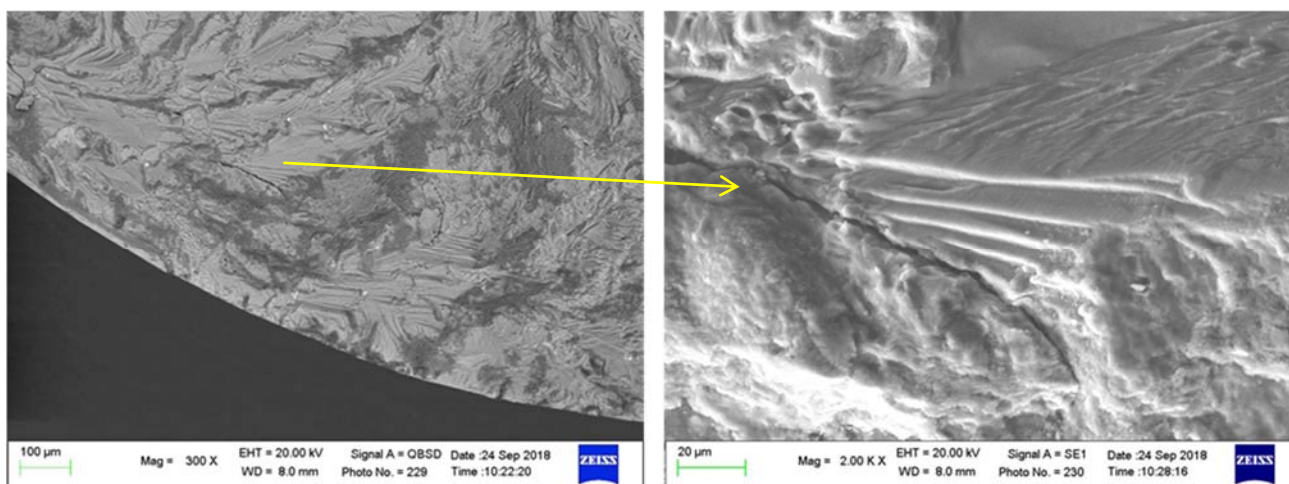


Fig.4.38 Immagine SEM nella quale è visibile la tipica morfologia di propagazione a fatica on presenza di striature; inoltre si segnala la presenza di una cricca secondaria su campione a SDAS fine T6-200°C (rotto a 110 MPa dopo 1,700,000. cicli).

4.4 Conclusioni

La presente attività di ricerca ha avuto come scopo principalmente lo studio della resistenza meccanica in temperatura di una lega Al-Si-Cu-Mg quaternaria, sviluppata sulla base della lega A357 (Al-Si-Mg) e a cui sono stati aggiunti Cu e Mg.

Le prestazioni della nuova lega sono state confrontate con quelle della lega ternaria A356 e della lega quaternaria C355 impiegate su scala industriale per componenti motore realizzate con processo fusorio.

In base a quanto riscontrato è possibile affermare quanto segue:

- Per massimizzare le caratteristiche resistenziali di una lega quaternaria del tipo Al-Si-Cu-Mg è necessario far precedere la fase di solubilizzazione da un trattamento di omogeneizzazione, atto a solubilizzare eventuali composti intermetallici bassofondenti a base Cu. Tale trattamento per la lega oggetto di studio deve essere effettuato ad una temperatura non superiore a 510°C. Per tale ragione il mantenimento in temperatura del materiale durante il trattamento di HIP può essere sfruttato per effettuare la fase di omogeneizzazione.
- La velocità di raffreddamento influenza la dimensione dei composti intermetallici presenti nella lega. Le fasi intermetalliche presenti nelle zone a SDAS fine sono caratterizzate da dimensioni inferiori rispetto a quelle presenti nei campioni a SDAS grossolano; tale condizione ha effetto diretto sul comportamento meccanico della lega, ma anche uno indiretto sull'efficacia del trattamento termico ad essa applicato.
- La resistenza a sovrainvecchiamento della lega A357+Cu è più elevata rispetto a quella offerta da leghe A356/A357, e simile a quello della lega C355, sia a temperature moderatamente elevate (200 °C) che ad alte temperature (245-290 °C).
- La lega A357+Cu presenta le migliori proprietà meccaniche a temperatura ambiente, mentre su campioni degradati termicamente e testati a 200 °C, il comportamento sia a trazione che a fatica risulta paragonabile a quello della lega C355.
- Le migliori proprietà meccaniche (trazione e fatica) a temperatura ambiente della lega A357+Cu rispetto alla lega C355, trattate T6, possono essere correlate alla presenza di una maggiore quantità di precipitati indurenti θ' indotti dall'invecchiamento.
- Dopo degrado, la maggiore resistenza a fatica a 200°C della lega A357+Cu, rispetto alla lega C355, è imputabile alla diversa tipologia e quantità di intermetallici presenti nelle due leghe dovuta principalmente al diverso contenuto di Fe.
- Dopo un'esposizione prolungata alle alte temperature, che porta a fenomeni di sovrainvecchiamento, l'effetto dello SDAS sulle proprietà di trazione e fatica a 200°C è trascurabile per la lega A357+Cu.
- In generale la resistenza alla fatica e l'allungamento a rottura delle leghe sono influenzati dalla presenza di inclusioni di ossido e/o difetti di fusione. In quasi tutti i campioni di fatica testati, le zone di innesco sono situate in corrispondenza di inclusioni di ossidi o difetti prossimi alla superficie.

Bibliografia

- [1] L. Ceschini, A. Morri, An. Morri, S. Toschi, S. Johansson, "Effect of microstructure and overaging on the tensile behavior at room and elevated temperature of C355-T6 cast aluminum alloy," *Mater. Des.*, vol. 2015, pp. 626–634.
- [2] L. Ceschini, A. Morri, S. Toschi, S. Johansson, "Microstructural and mechanical properties characterization of heat treated and overaged cast A354 alloy with various SDAS at room and elevated temperature," *Mater. Sci. Eng.*
- [3] L. Ceschini, A. Morri, S. Toschi, "Room and high temperature fatigue behaviour of the A354 and C355 (Al-Si-Cu-Mg) alloys: Role of microstructure and heat treatment," *Mat. Sci Eng. A*, vol. 653, pp. 129 – 138, 2016.
- [4] S. Seifeddine, "Characteristics of cast aluminium–silicon alloys: microstructures and mechanical properties," *Dissertations*, 2006.
- [5] Wang, "Microstructural effects on the tensile and fracture behaviour of aluminum casting alloys A356/357," *Met. Mater. Trans.*, pp. 2887–2899, 2003.
- [6] Shabestari *, "Assessment of modification and formation of intermetallic compounds in aluminum alloy using thermal analysis," *Mater. Sci. Eng. A*, pp. 150–158, 2007.
- [7] M. Zamani, L. Morini, L. Ceschini, "The role of transition metal additions on the ambient and elevated temperature properties of Al-Si alloys," *Mat. Sci. Eng. A*, vol. 693, pp. 42–50, 2017.
- [8] M. Zamani, "High temperature tensile deformation behavior and failure mechanisms of an Al-Si-Cu-Mg cast alloy," *Mater. Des.*, vol. 86, pp. 361–370, 2015.
- [9] G. Wang, D. Apelian, "Fatigue behavior of A356-T6 aluminium cast alloys. Part I. Effect of casting defects" *J. Light. Met.* 1, p. p.85-97, 2001.
- [10] AR Farkoosh, "Enhanced mechanical properties of an Al–Si–Cu–Mg alloy at 300 °C: Effects of Mg and the Q-precipitate phase," *Mat. Sci. Eng. A*, vol. 621, pp. 277–286, 2015.
- [11] L. Tóth, "Formation of the science of fatigue of metals," *Mater. Sci.*, pp. 87–94, 2006.
- [12] J.C. Pang, S.X.Li, Z.G.Wang, "General relation between tensile strength and fatigue strength of metallic materials," *Mater. Sci. Eng.*, 2013.
- [13] J.C. Pang, S.X.Li, Z.G.Wang, "Relations between fatigue strength and other mechanical properties of metallic materials," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 2014.
- [14] J.A. Bannantine, J.J. Comer, "Fundamentals of metal fatigue analysis," Prentice Hall, Englewood Cliffs, 1990.
- [15] L. Ceschini; I. Boromei; A. Morri; Salem Seifeddine; Ingvar L. Svensson, "Microstructure, tensile and fatigue properties of the Al-10%Si-2%Cu alloy with different Fe and Mn content cast under controlled conditions," *J. Mater. Process. Technol.*, pp. 5669 – 5679, 2009.
- [16] L. Lattanzi, A. Fabrizi, A. Fortini, M. Merlin, "Effects of microstructure and casting defects on the fatigue behavior of the high-pressure die-cast AlSi9Cu3(Fe) alloy," *Procedia Struct. Integr.*, pp. 505–512, 2017.
- [17] L. Ceschini, A. Morri, An. Morri, S. Toschi, S. Johansson, "Effect of microstructure and overaging on the tensile behavior at room and elevated temperature of C355-T6 cast aluminum alloy," *Mater. Des.*, pp. 626–634, 2015.
- [18] L. Ceschini, Al. Morri, An. Morri, "Predictive equations of the tensile properties based on alloy hardness and microstructure for an A356 gravity die cast cylinder head" *Mat. Des.* 32, pp. 1367–1375, 2011.
- [19] Y. Zheng, W. Xiao, S. Ge, W. Zhao, S. Hanada, "Effects of Cu content and Cu/Mg ratio on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg alloys," *J Alloy Comp*, 2015.
- [20] .T. Di Giovanni, E.A. Mørtzell, T. Saito, S. Akhtar, M. Di Sabatino, Y. Li, "No Title Influence of Cu addition on the heat treatment response of A356 foundry alloy," *Mater today*, 2019.
- [21] H. Cáceres, C.J. Davidson, "The deformation and fracture behavior of an Al–Si–Mg casting alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, 1995.

PARTE B

Realizzazione di un albero motore/distribuzione di una motocicletta da competizione in acciaio ultra-alto resistenziale

Nella seguente attività è stata valutata la possibilità di utilizzare acciai ultra-alto resistenti, impiegati tipicamente per la realizzazione di utensili, nella costruzione di componenti critici di motociclette da competizione quali l'albero motore o l'albero distribuzione.

Normalmente per tali applicazioni vengono impiegati acciai da nitrurazione al Cr-Mo-V sottoposti a cicli di nitrurazione gassosa profonda, così da essere in grado di garantire al contempo elevata resistenza a fatica ed usura e un'ottima tenacità.

L'utilizzo di acciai da utensile, un tempo con elevatissime proprietà resistenti e ad usura ma limitata tenacità, è oggi resa possibile dal ridottissimo tenore inclusionale e dall'elevata omogeneità microstrutturale garantita dai nuovi processi di produzione basati sulla metallurgia delle polveri che ne aumentano tenacità e resistenza a fatica.

La sostituzione degli acciai nitrurati con i nuovi acciai ultra-alto resistenti ha sostanzialmente due scopi: (i) ridurre le masse dei componenti; (ii) evitare di eseguire il ciclo di nitrurazione gassosa e le successive fasi di rettifica, dispendiose sia in termini di tempi per la realizzazione dei componenti, sia di costi.

Al fine di confrontare il comportamento meccanico dei nuovi acciai ottenuti con metallurgia delle polveri e il tradizionale acciaio nitrurato, questi sono stati sottoposti ad una completa caratterizzazione meccanica, che ha compreso anche l'esecuzione di prove di fatica su provini intagliati e non intagliati, sottoposti o meno a pallinatura.

I risultati della caratterizzazione meccanica sono stati infine correlati ai dati ottenuti da indagini microstrutturali e frattografiche, e analisi delle tensioni residue indotte nei provini dai diversi cicli di produzione.

Albero motore e albero distribuzione in una motocicletta da competizione

5.1 Introduzione

Gli alberi distribuzione (o alberi a camme) e l'albero motore riportati in Figura 5.1 sono componenti fondamentali di un motore endotermico alternativo a quattro tempi. Le architetture di tali componenti sono oggetto di accurata progettazione meccanica come anche la corretta scelta di materiali e trattamenti indicati per la loro realizzazione.

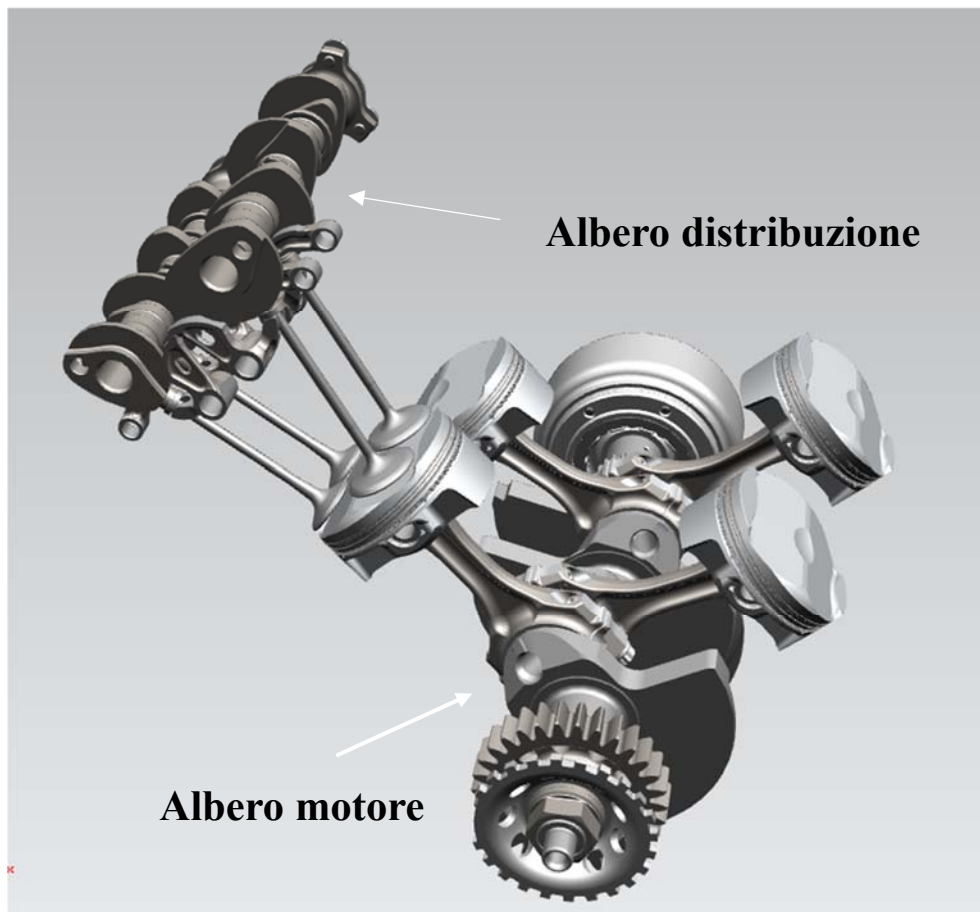


Fig. 5.1 - Esempio di albero distribuzione e albero motore

In una motocicletta da competizione, per entrambe i componenti sono richiesti elevati standard resistenziali a fatica e, in particolare, vista la loro geometria molto complessa, è fondamentale massimizzare le doti di resistenza alla fatica in presenza di intaglio geometrico.

5.2 Albero distribuzione

L'albero a camme è parte cruciale della distribuzione, ossia dell'insieme degli organi che controllano il moto delle valvole di aspirazione/scarico e quindi l'ingresso e la fuoriuscita dei gas nei cilindri.

L'albero distribuzione è messo in rotazione dall'albero motore, cui è di norma collegato mediante una cascata di ingranaggi.

Nella totalità delle applicazioni in cui è richiesta la massima prestazione del motore, gli alberi a camme sono due, uno che comanda le valvole di aspirazione ed uno che comanda quelle di scarico.

La tradizione Ducati ha un'ulteriore prerogativa, adottando la distribuzione desmodromica (Fig.5.2) che impone una geometria più complicata degli alberi a camme in quanto quest'ultimi, oltre a comandare l'apertura delle valvole, comandano anche la chiusura delle stesse.

L'albero a camme è soggetto a diverse sollecitazioni che ne richiedono particolari caratteristiche, riassunte in Fig. 5.3.

Le sollecitazioni principali che insistono su questo albero sono sollecitazioni cicliche provenienti dal cinematisma delle valvole e dall'albero motore attraverso gli ingranaggi della distribuzione, forze d'inerzia dovute all'accelerazione/decelerazione dell'albero motore e forze centrifughe dovute all'eccentricità delle camme.

L'albero è inoltre soggetto a vibrazioni, sia torsionali che flessionali; eventuali risonanze possono aggravare le condizioni del sistema.

Inoltre, lo strisciamento presente tra camme e bilancieri, oltre a dar luogo ad un'ulteriore sollecitazione dovuta all'attrito, espone l'albero a fenomeni di usura da strisciamento e danneggiamento dovuto a fatica da contatto (pitting o spalling).

I fenomeni di fatica da contatto spesso nucleano sub-superficialmente, alla profondità in cui agiscono gli sforzi di taglio di massima entità; in Fig. 5.4 è riportato un tipico danneggiamento derivante da fenomeni di fatica da contatto in cui è evidente la propagazione sub-superficiale delle cricche, con successiva formazione di macro pitting.

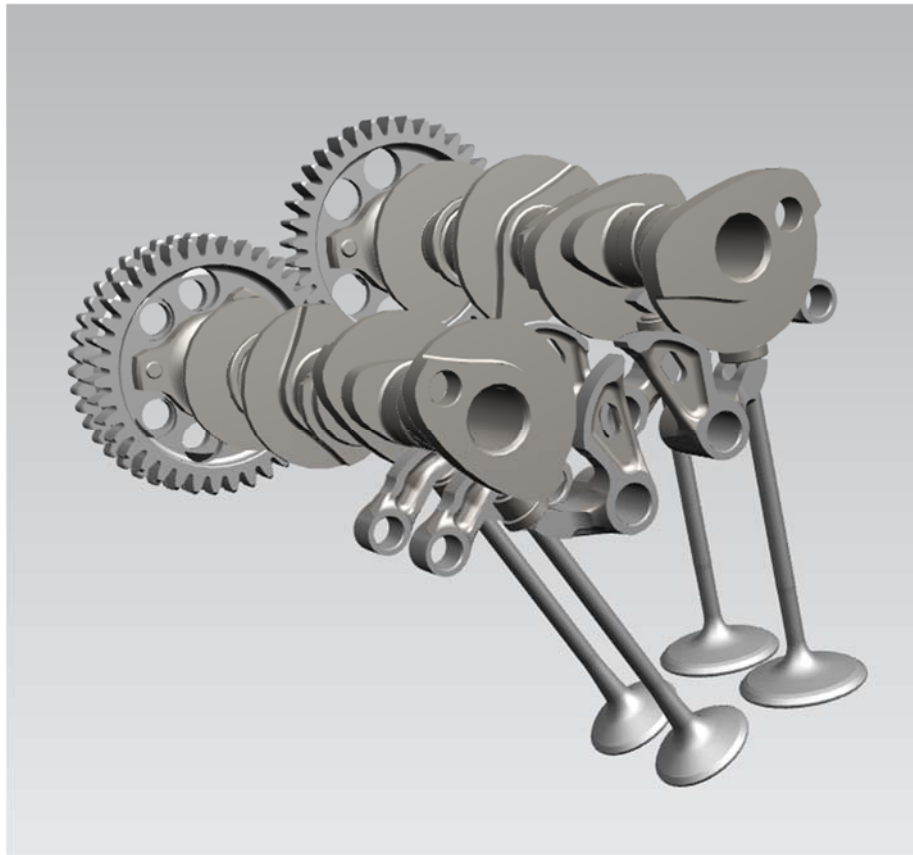


Fig.5.2 - Sistema di distribuzione desmodromico

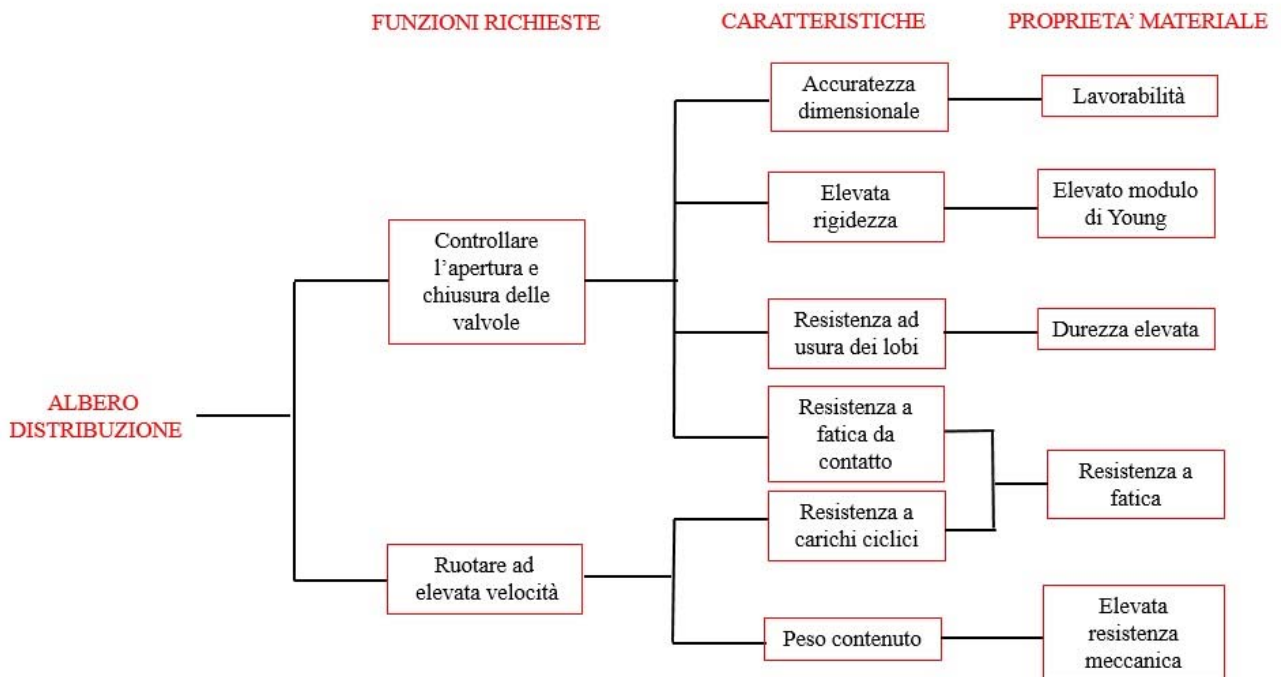


Fig.5.3 - Funzioni e caratteristiche dell'albero a camme.

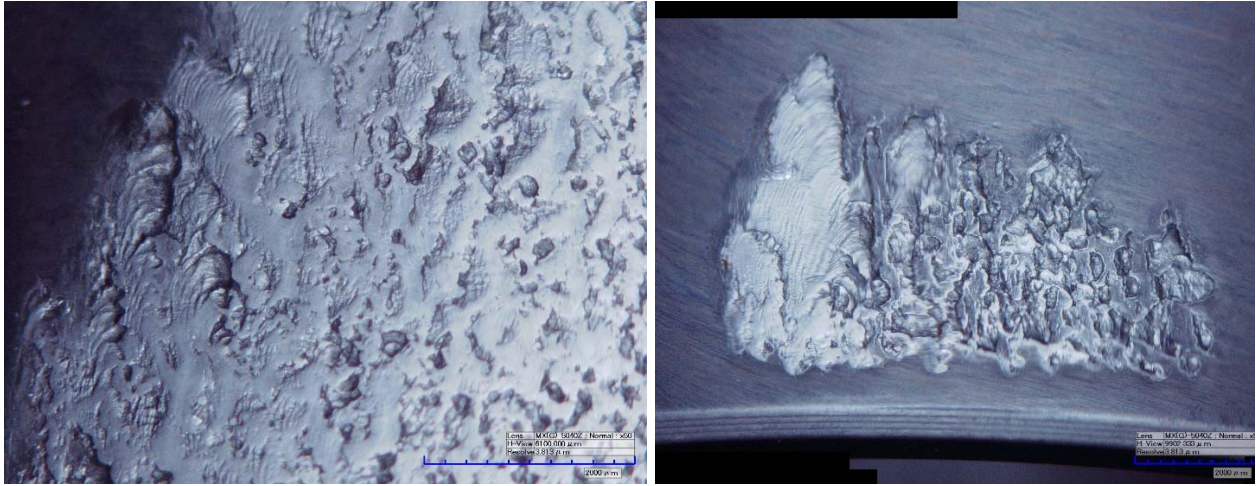


Fig.5.4 – Tipico danneggiamento derivante da fenomeni di fatica da contatto in cui è evidente la propagazione sub-superficiale delle cricche con successiva formazione di macro pitting.

Mediante analisi FEM è possibile identificare le zone del componente nelle quali agiscono le tensioni massime; in Fig. 5.5 è riportata una rappresentazione di un albero distribuzione nel quale non sono riportati i lobi ma solamente la geometria dell'albero sul quale viene montata la ruota distribuzione che riceve il moto dall'albero motore (per motivi di riservatezza non sono stati riportati i valori assoluti delle tensioni).

Come si può facilmente notare, le zone più critiche risultano collocate in corrispondenza di discontinuità dovute a cambi di geometria (raggi di raccordo, gole, etc.); in tali zone il valore di tensione di Von Mises può raggiungere valori massimi prossimi a 1000 MPa.

Un'altra zona che, dalla simulazione presenta un livello di sollecitazione piuttosto elevato è quella posta in prossimità del profilo scanalato necessario per alloggiare la ruota distribuzione (Fig. 5.6 e 5.7).

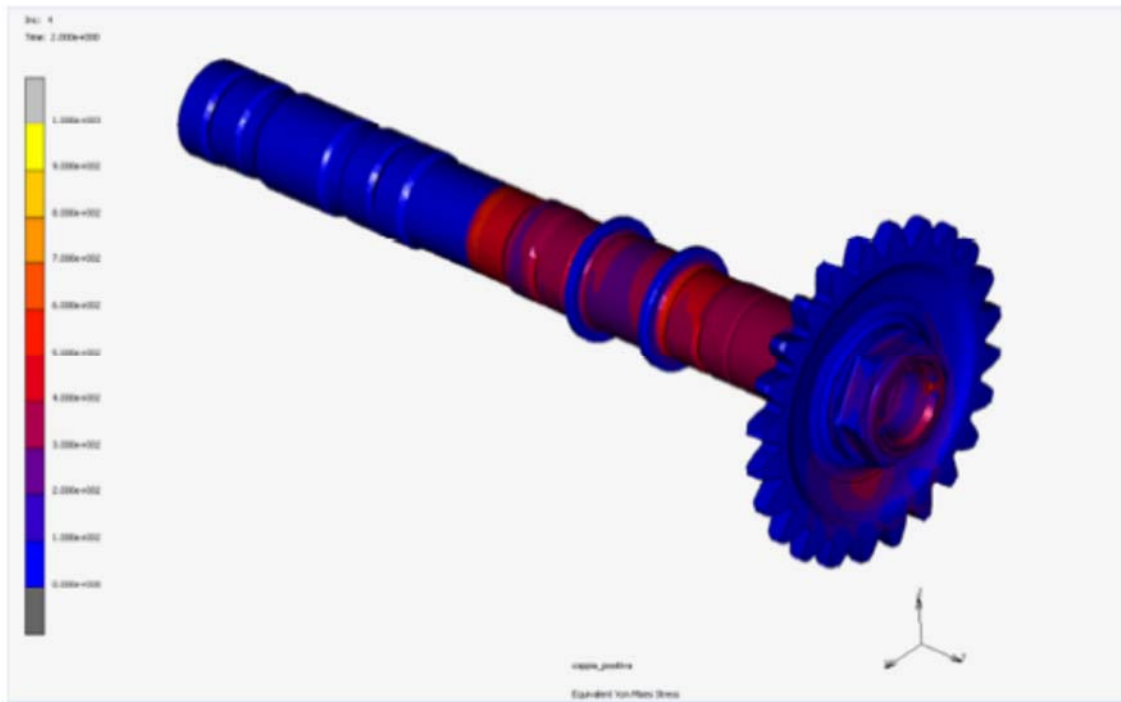


Fig.5.5 – Analisi FEM albero distribuzione.

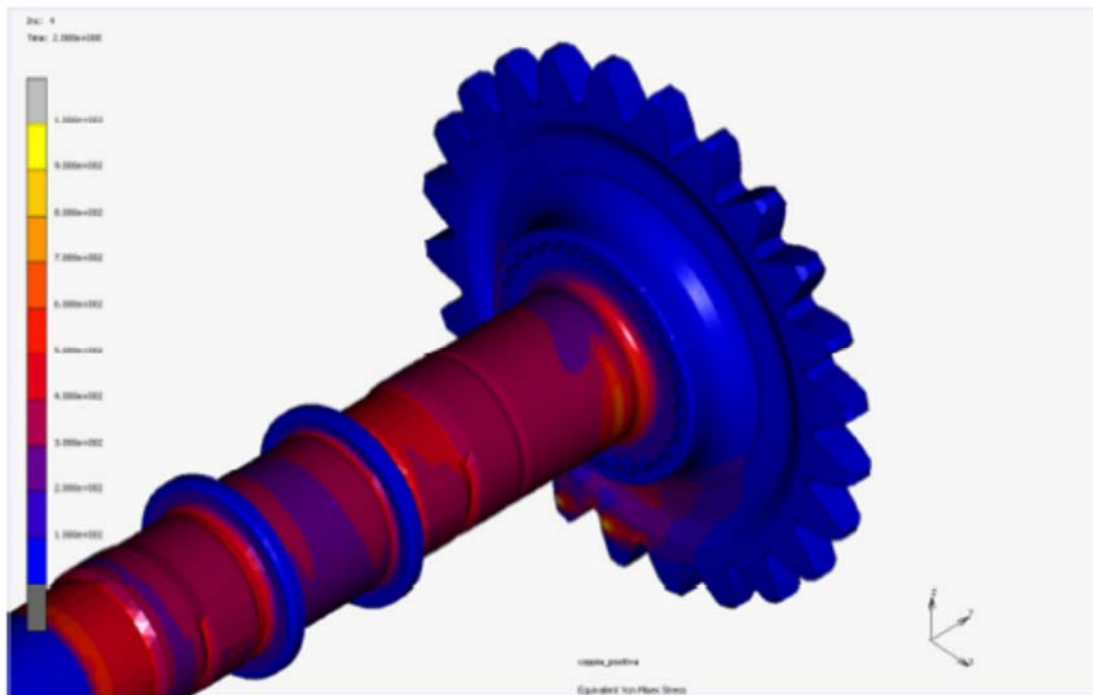


Fig.5.6 – Analisi FEM albero distribuzione.

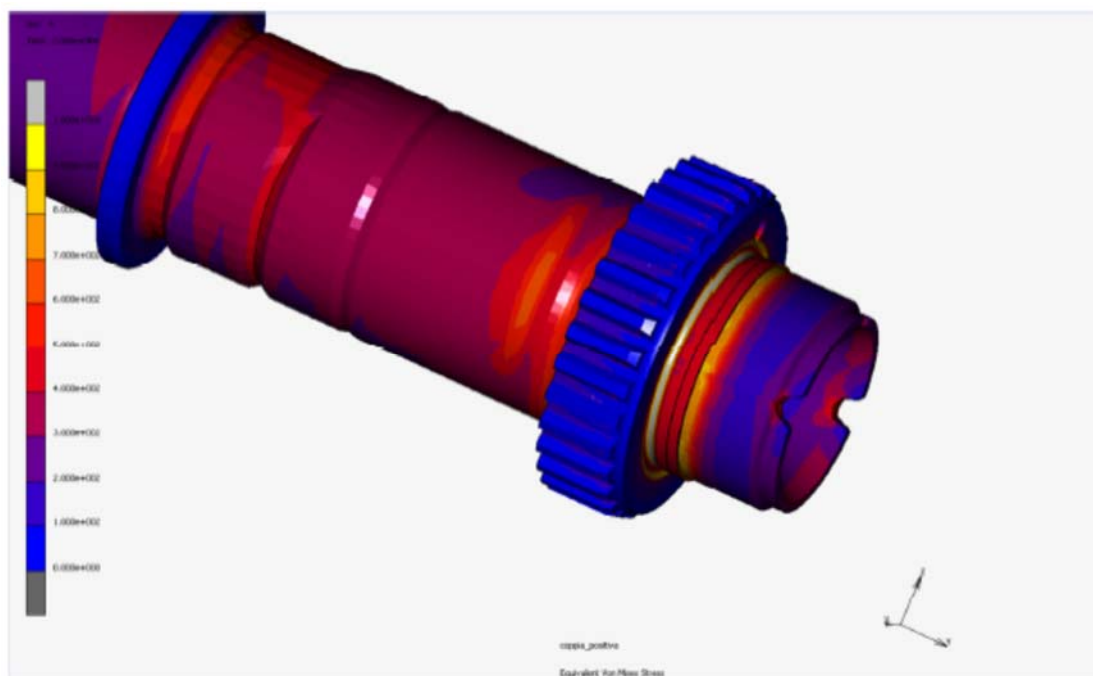


Fig.5.7 – Analisi FEM albero distribuzione.

5.3 Albero motore

L'altro componente del motore che, pur svolgendo una funzione diversa dall'albero a camme, subisce sollecitazioni simili e quindi richiede analoghe proprietà al materiale con cui è realizzato, è l'albero motore.

Perni di banco (A), perni di biella (B), bracci di manovella (C), maschette (D) e flangia per attacco volano (E), riportati in Fig. 5.8, sono gli elementi costitutivi principali di un albero motore.

Tutti gli accoppiamenti tra l'albero e gli altri organi sono lubrificati e realizzati tramite l'interposizione di bronzine che possano comportarsi come elemento sacrificale.

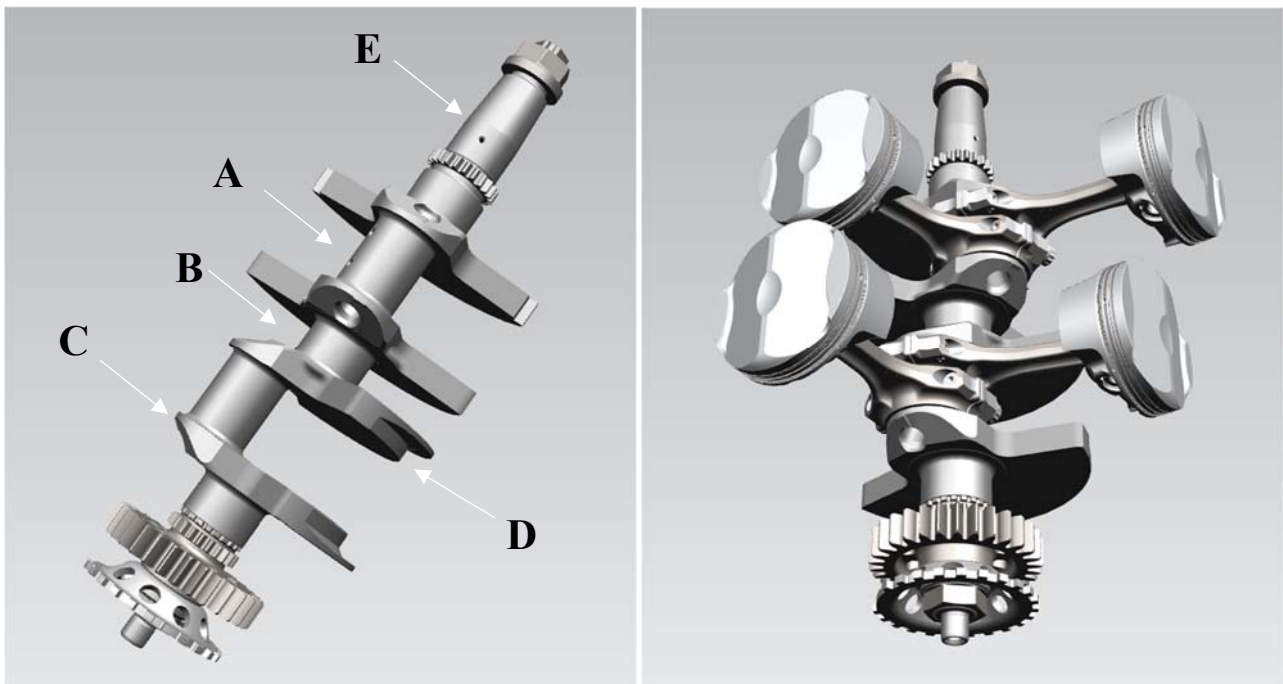


Fig.5.8 - Albero motore in configurazione V90°.

L'albero motore è soggetto a sollecitazioni provenienti da forze di inerzia, forze centrifughe (dovute alla velocità di rotazione doppia rispetto a quella degli alberi a camme) e carichi provenienti dalla pressione dei gas, tutti di natura ciclica e che lo sottopongono in particolare a fatica flessionale e torsionale.

Gli accoppiamenti con altri elementi ne impongono un'elevata resistenza ad usura e quindi, in conclusione, richiedono al materiale di cui è costituito, elevata rigidezza, resistenza a fatica e durezza superficiale per garantire anche adeguata resistenza ad usura (Fig.5.9).



Fig.5.9 - Funzioni e caratteristiche albero motore.

Le zone più critiche del componente sono riportate in Fig. 5.10 e 5.11, anche in questo caso si nota facilmente che le zone più sollecitate del componente risultano collocate in corrispondenza di discontinuità geometriche, come ad esempio, i raggi di raccordo perni di banco/biella, i fori di lubrificazione posti sui perni di biella e le lamature poste nella zona dei bracci di manovella.

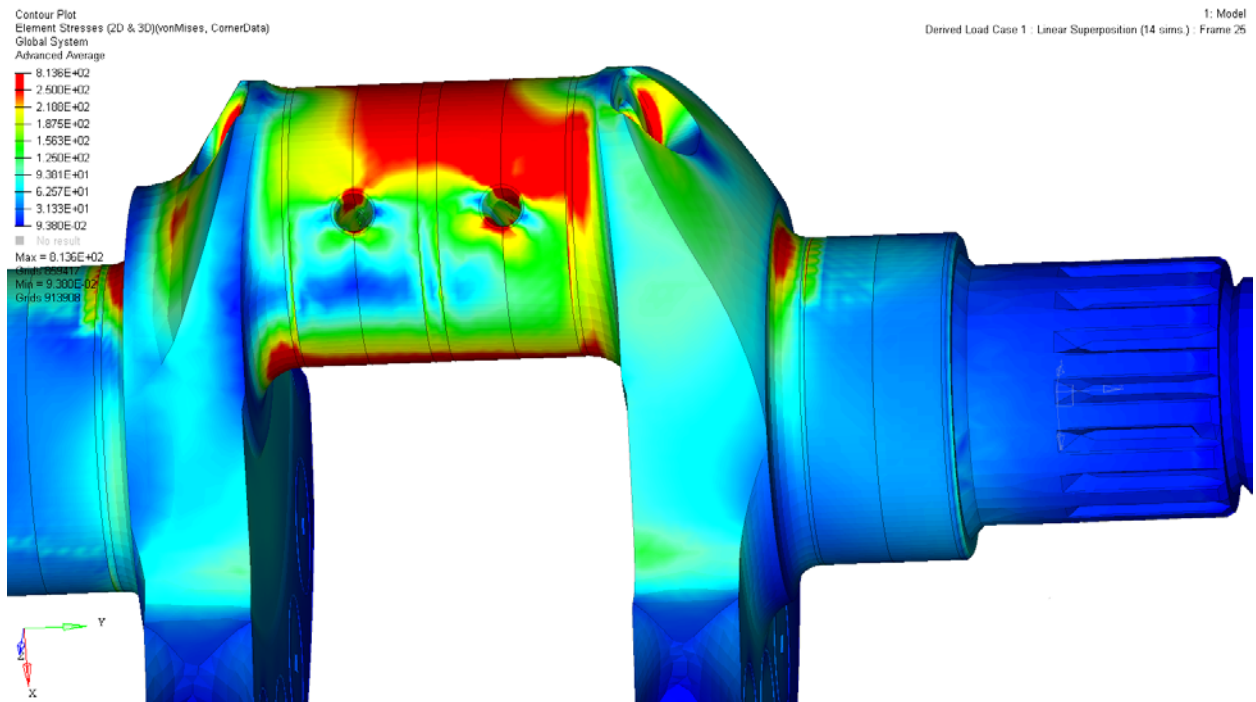


Fig.5.10 – Simulazione FEM albero motore

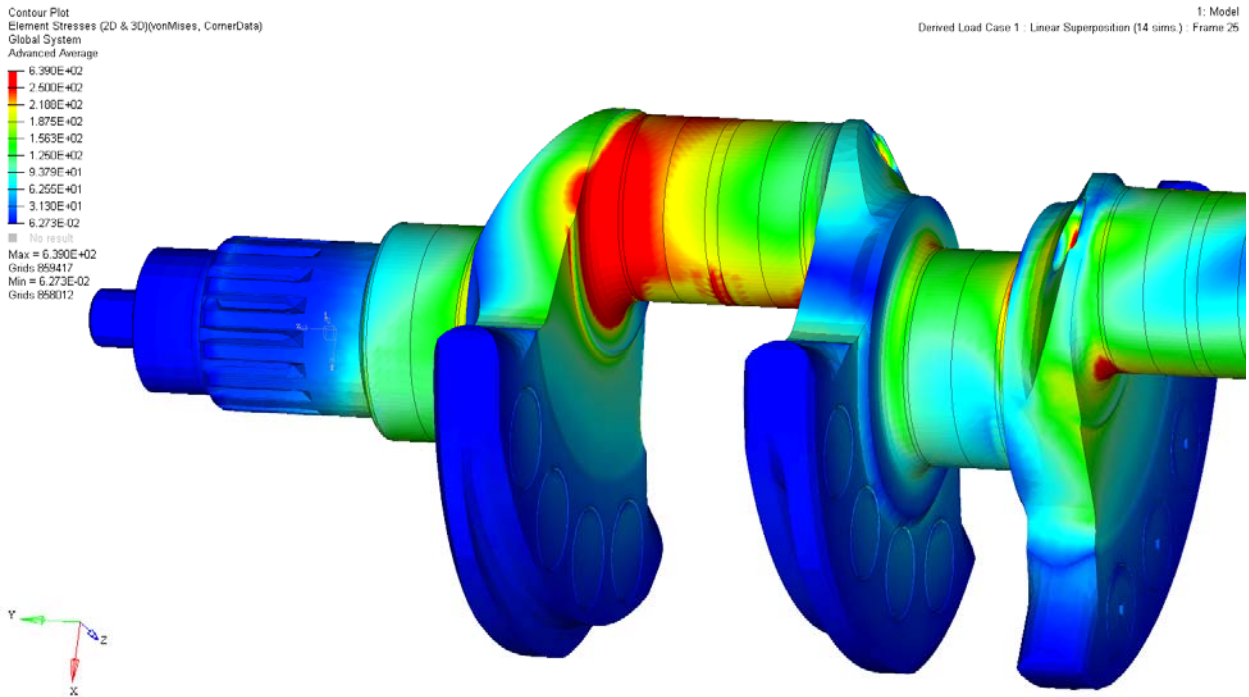


Fig.5.11 – Simulazione FEM albero motore

5.4 Materiali impiegati, processi e trattamenti termici

In applicazioni di serie, gli alberi a camme e gli alberi motore vengono realizzati in acciaio da bonifica o nitrurazione, ottenuti per stampaggio a caldo e successivamente lavorati alle macchine utensili.

In questi casi vengono sempre eseguiti trattamenti termici/termochimici (bonifica, nitrurazione, etc...) per massimizzare le proprietà del materiale impiegato; oltre ai trattamenti termici e termochimici, sono diffusi altri trattamenti meccanici, quali pallinatura e rullatura dei perni e dei raggi di raccordo, al fine di incrementare la resistenza a fatica.

Nelle moto da competizione essendo richieste caratteristiche meccaniche più elevate, vengono impiegati acciai da nitrurazione specifici al Cr-Mo-V con i quali è possibile ottenere profondità di nitrurazione elevate (> 0.5 mm) al fine di massimizzare la resistenza alla fatica [1],

Attualmente l'albero motore e l'albero distribuzione sono costruiti in acciaio da nitrurazione del tipo 33CrMoV12-9 (designazione commerciale GKHW prodotto da Aubert&Duval).

La composizione chimica dell'acciaio in oggetto è riportata in Tab.5.1.

	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	V
Mini	0.29	0.10	0.40	/	/	/	2.80	0.70	0.15
Maxi	0.36	0.40	0.70	0.007	0.015	0.30	3.30	1.20	0.35

Tab.5.1 – Composizione chimica percentuale in peso dell'acciaio33CrMoV12-9

Tale acciaio è presente secondo tre diverse specifiche:

GKH → Colata in aria e degasaggio sottovuoto

GKHW → Colata in aria e degasaggio sottovuoto + rifusione sottovuoto o sotto elettroscoria (VAR o ESR)

GKHYW → Fusione sottovuoto (VIM) + rifusione sottovuoto (VAR)

La rifusione sottovuoto abbassa notevolmente il tenore inclusionale affinando e omogeneizza la microstruttura, gli acciai rifusi sottovuoto presentano una struttura praticamente isotropa esente da segregazioni. Tutti questi fattori incidono positivamente soprattutto sulla resistenza a fatica, inoltre tale aspetto consente di realizzare i componenti mediante lavorazione dal pieno senza dover ricorrere a processi di forgiatura o formatura a caldo.

In Fig. 5.12 sono riportate le tipologie di inclusioni tipicamente presenti nell'acciaio GKH ottenuto secondo le tre metodologie descritte sopra, la classificazione è stata effettuata secondo la normativa ASTM E 45 metodo D, secondo cui le inclusioni di allumina sono indicate con la lettera B e gli ossidi globulari con la lettera D.

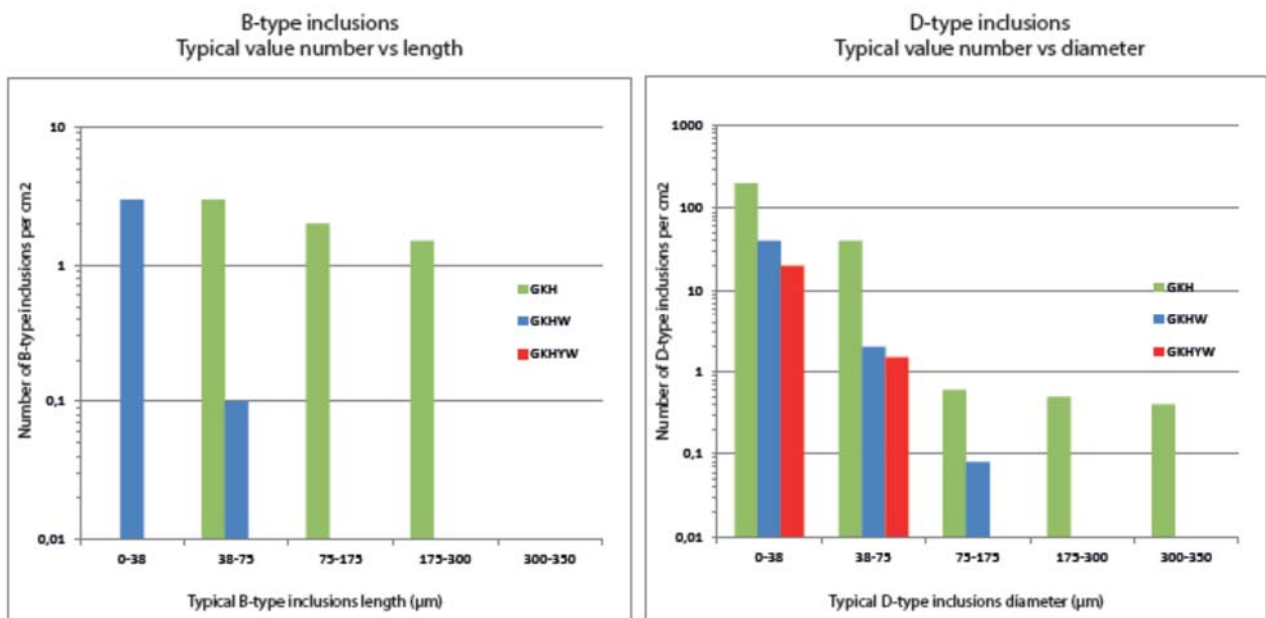


Fig.5.12 – Tipologia e dimensioni tipiche di inclusioni di tipo B e tipo D per diametri compresi tra 40-60 mm (fonte A&D).

L'impiego di acciai con singola rifusione W (ESR) o doppia rifusione YW (VIM-VAR) consente di incrementare le caratteristiche resistenziali di fatica in maniera significativa rispetto alla versione colata in aria e degasata sottovuoto; tale discorso vale sia per la versione solo bonificata, sia per la versione nitrurata Fig.5.13-5.14.

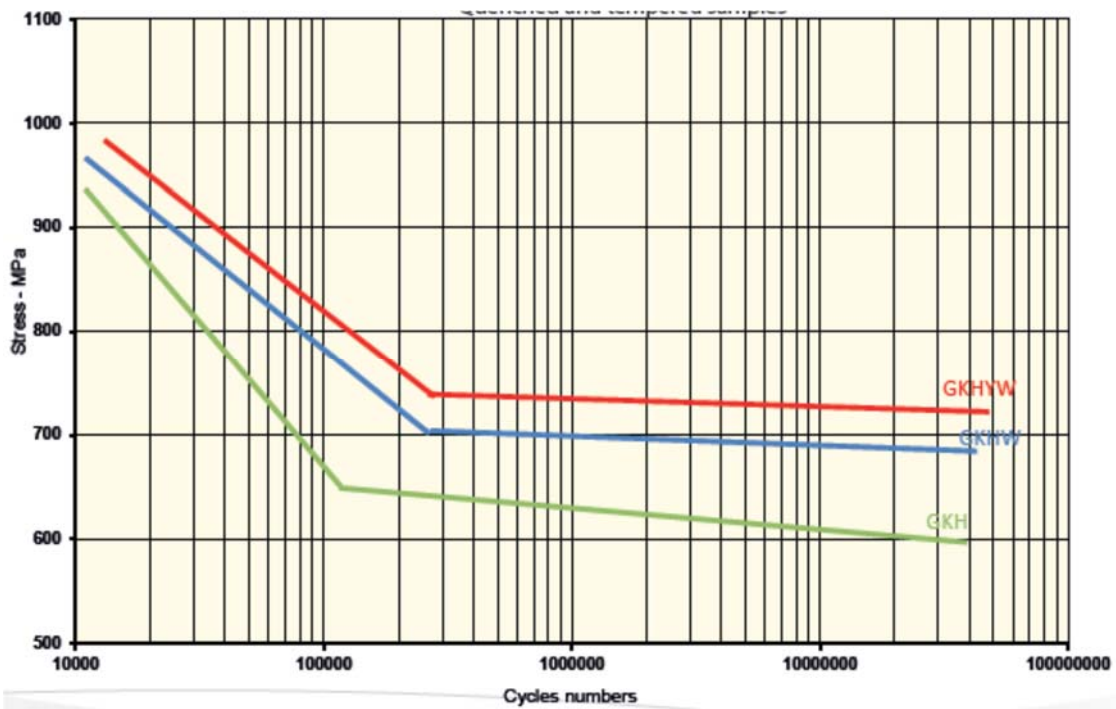


Fig.5.13 – Curve di fatica a flessione rotante valutate su campioni in GKH, GKHW e GKHYW allo stato bonificato ad un UTS target di 1250 MPa (fonte A&D).

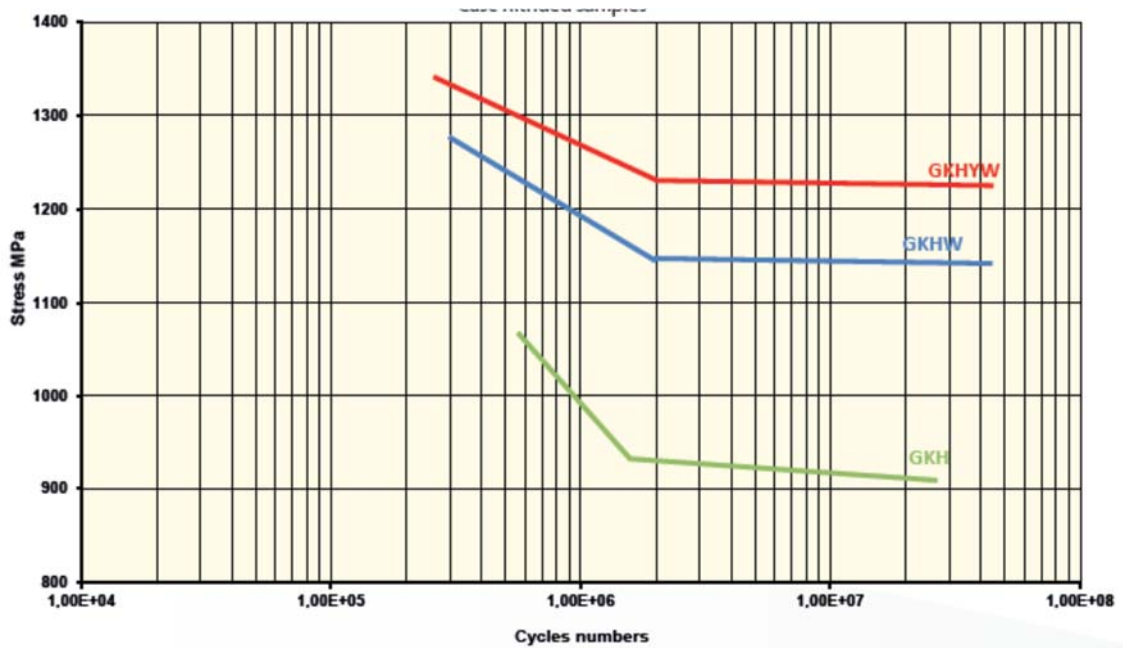


Fig.5.14 – Curve di fatica a flessione rotante valutate su campioni in GKH, GKHW e GKHYW allo stato bonificato e nitruato ad una profondità efficace pari a 0.7 mm ad un UTS target del cuore pari a 1250 MPa (fonte A&D).

Gli alberi a camme e motore seguono il processo produttivo qui riportato:

- Sgrossatura dal pieno partendo da barra allo stato ricotto (250 HBW di durezza)
- Trattamento termico di stabilizzazione dimensionale
- Ripresa di eventuali zone a seguito di distorsioni geometriche
- Trattamento di bonifica con rinvenimento ad alta temperatura (590°-600°C)
- Lavorazioni alle macchine utensili (tornitura, fresatura, foratura condotti olio)
- Trattamento termico di stabilizzazione dimensionale
- Prima rettifica dei lobi camme/perni
- Trattamento di nitrurazione gassosa a 100/200/300 h a seconda delle profondità di indurimento richieste
- Seconda rettifica per la rimozione della coltre bianca

La fase di seconda rettifica risulta fondamentale in quanto necessaria a rimuovere lo strato più superficiale costituito dai nitruri di ferro ϵ ($\text{Fe}_2\text{-}_3\text{N}$) e γ' (Fe_4N).

Questo strato (coltre bianca) è quello che presenta il maggior quantitativo di azoto, è molto duro e fragile, presenta inoltre uno strato superficiale poroso [2].

Per questi motivi la coltre bianca può favorire la formazione di cricche ed è indesiderata in componenti soggetti a fatica. La coltre bianca ha un effetto negativo anche sulla resistenza a fatica da contatto, soprattutto con alti sforzi di contatto: essa può frammentarsi e incrementare notevolmente l'usura, inoltre nel caso degli alberi a camme/gomiti i frammenti possono danneggiare altre parti del motore. Lo spessore della coltre bianca è controllabile mediante temperature e tempi di trattamento, in particolare elevate temperature e tempi favoriscono alte durezza e lo sviluppo della coltre bianca Fig.5.15.

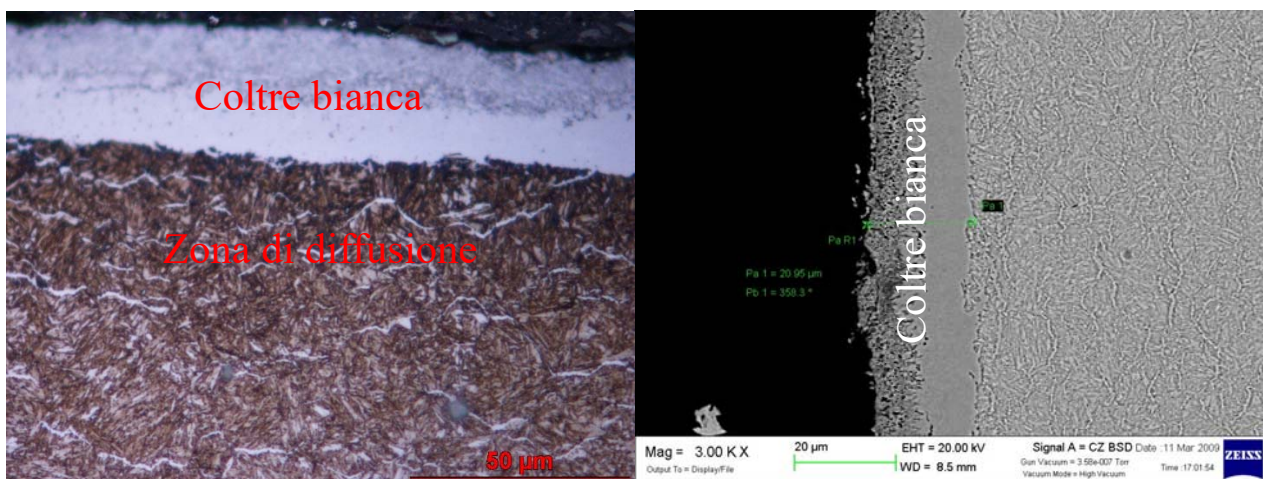


Fig.5.15– Immagine al microscopio ottico e al SEM di un acciaio GKHW dopo applicazione di un ciclo di nitrurazione gassosa di 100h.

Al di sotto della coltre bianca sono presenti i nitruri degli elementi di lega, meno fragili di quelli di ferro, e l'azoto in soluzione solida. La diffusione di atomi di azoto genera un profilo di durezza, massima in superficie, che decresce gradualmente andando verso il cuore del componente.

Alcuni elementi di lega sono benefici per la nitrurazione perché favoriscono la diffusione dell'azoto e formano nitruri stabili alle temperature di nitrurazione. Questi elementi sono l'alluminio, il cromo, il vanadio, il titanio e il molibdeno.

In tab.5.2 sono riassunte le caratteristiche meccaniche ottenibili dopo bonifica e trattamento di nitrurazione gassosa a 100h per l'acciaio GKHW (33CrMoV12-9).

Acciaio	Trattamento	Caratteristiche ottenibili
GKHW (33CrMoV12-9)	Bonifica (Rinvenimento a 590°C-600°C)	Durezza a cuore → 400 HV1 UTS=1300 MPa YS=1100 MPa A%=8 KCU=70J/cm ²
	Nitrurazione gassosa a 100h	Prof. efficace → 0,5-0,6 mm Durezza superficiale → ≈ 900 HV1 Coltre bianca → 20-30 μm (rimossa) Limite di fatica → ≈ 950 MPa

Tab.5.2 – Tabella riassuntiva delle caratteristiche meccaniche dell'acciaio GKHW (33CrMoV12-9)

La ricerca continua di incremento prestazionale richiesto dal mondo delle competizioni sportive ha indotto in questi ultimi anni a ricercare soluzioni alternative all'acciaio nitrurato. Un altro aspetto che ha spinto verso la scelta di utilizzare acciai ultra-altoresistenziali da utensili è legato alla semplificazione del ciclo produttivo, eliminando la lunga e onerosa fase legata al ciclo di nitrurazione e successiva rettifica.

Acciai ultra-altoresistenziali da utensili

6.1 Introduzione

Come riportato precedentemente, requisito fondamentale dei materiali con cui vengono realizzati alberi a camme e alberi motore è la resistenza a fatica.

Analogamente, essendo gli utensili generalmente soggetti a sollecitazioni dinamiche che cambiano intensità e direzione con carichi d'impatto o urto applicati in rapida sequenza, una buona resistenza a fatica è fondamentale anche per gli acciai da utensili [3].

A riguardo, i processi produttivi per gli acciai da utensili di ultima generazione consentono di ottenere elevatissime proprietà meccaniche, mantenendo comunque adeguata tenacità. Queste caratteristiche consentono di poter ipotizzare il loro utilizzo in applicazioni strutturali in cui sia richiesta elevata resistenza statica e a fatica, come gli alberi distribuzione.

6.2 Microstruttura degli acciai da utensili

La microstruttura degli acciai da utensili martensitici è costituita da martensite rinvenuta, facilmente ottenibile su tutta la sezione grazie all'abbondanza di elementi in soluzione solida Fig.6.1-6.2

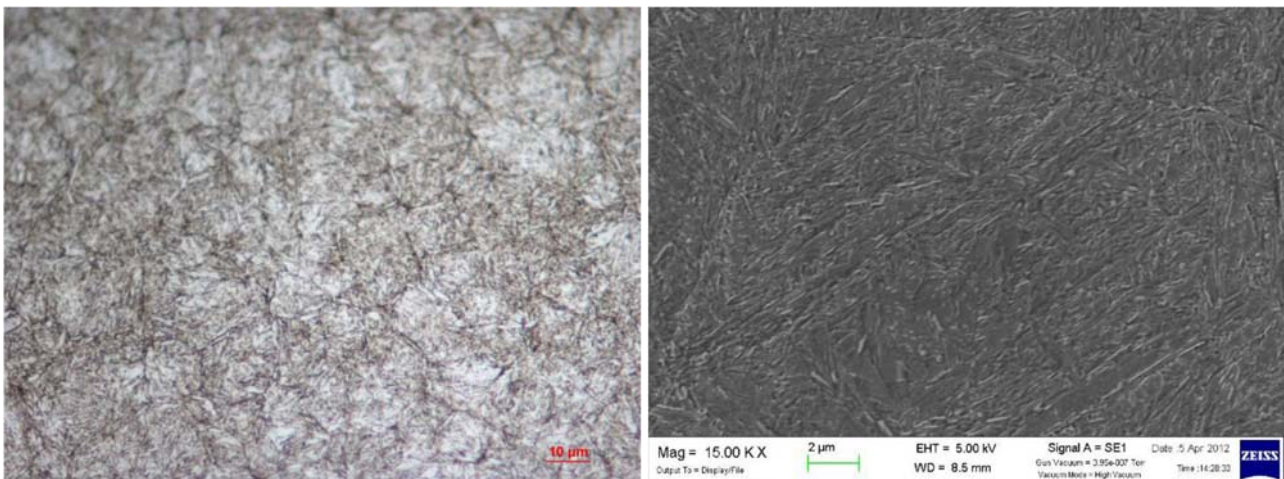


Fig.6.1– Immagine al microscopio ottico e al SEM di un acciaio da utensili (W360) avente un contenuto di $C < 0.6\%$, in cui non sono evidenti carburi primari.

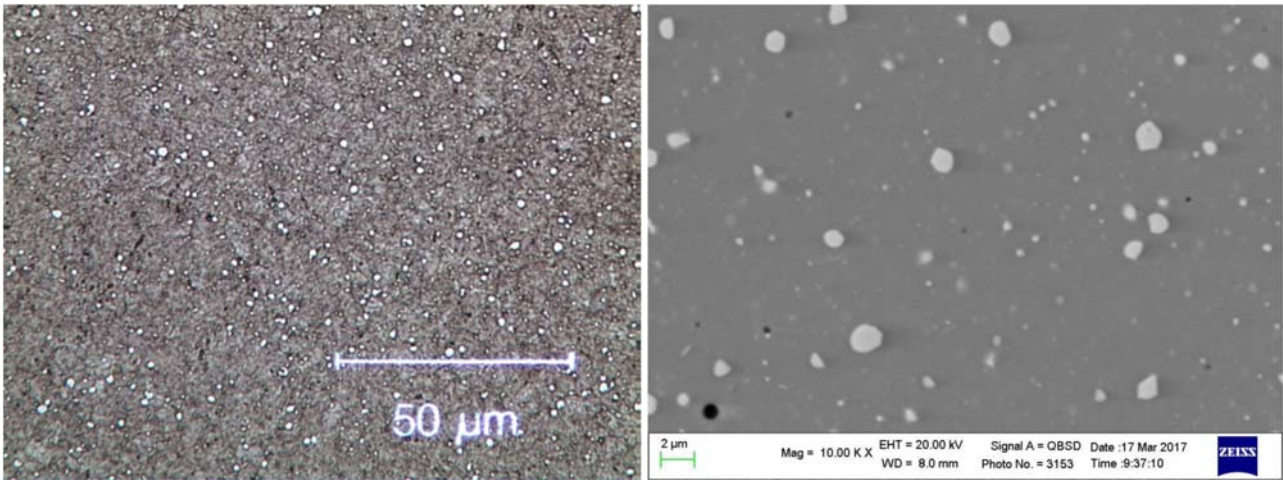


Fig.6.2– Immagine al microscopio ottico e al SEM di un acciaio da utensili (ASP2017) avente un contenuto di C > 0.6% in cui sono evidenti carburi primari.

La martensite rinvenuta non è l'unico costituente microstrutturale presente in un acciaio da utensili, in matrice metallica sono sempre presenti particelle di alta durezza, quali composti intermetallici, carburi secondari e primari.

Tali particelle di natura non metallica oltre a penalizzare ulteriormente le proprietà di allungamento, duttilità e tenacità del materiale ne condizionano i meccanismi di cedimento nelle varie modalità di carico statico, dinamico e affaticante.

Considerando una modalità di cedimento a trazione, l'effetto della presenza di particelle dure disperse in matrice è identificabile in frattografia mediante la presenza di microcavità denominate dimples, al cui interno si può notare la presenza della particella non metallica Fig.6.3.

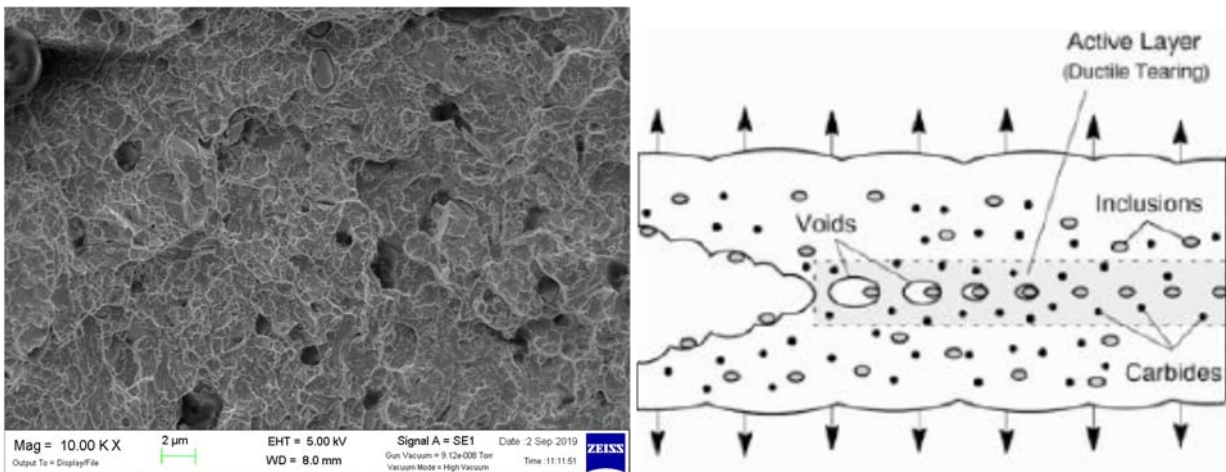


Fig.6.3– Immagine SEM di una superficie di frattura rotta per sovraccarico tensile nella quale sono visibili i dimples.

Gli intermetallici influenzano anche il comportamento a fatica degli acciai altoresistenziali, in modo particolare quello ad alto e altissimo numero di cicli.

La presenza d'intermetallici può determinare anche problematiche in fase di trattamento termico, in quanto a causa del differente coefficiente di dilatazione termica si possono generare tensioni residue di entità tale da generare snervamento localizzato e formazione di cricche da tempra.

Inoltre, se presenti in grande quantità, possono determinare una riduzione di temprabilità dell'acciaio, in quanto essendo agiscono da centri di nucleazione favorendo trasformazioni diffuse a scapito della trasformazione martensitica.

Il ruolo di seconde fasi disperse negli acciai da utensili ha un duplice effetto, positivo quando si tratta ad esempio di carburi volutamente atti ad incrementare le caratteristiche resistenziali e negativo quando si tratta di inclusioni non metalliche.

6.2.1 Carburi degli elementi di lega

Con tale terminologia ci si riferisce all'insieme di composti formati dalla combinazione del carbonio con gli elementi di lega presenti nell'acciaio.

La cementite Fe_3C è chimicamente un carburo ma essendo presente in tutti gli acciai non viene contemplata nella definizione di carburi di elementi di lega.

Gli elementi sostituzionali molto affini con il carbonio sono il cromo, il tungsteno, il molibdeno e il vanadio, i carburi che possono formare sono riassumibili nella generica formula M_xC_y , dove M rappresenta l'elemento metallici, C il carbonio e x e y rappresentano i rispettivi coefficienti stechiometrici [4].

Le tipologie di carburi che si possono formare sono molteplici, alle varie stechiometrie corrispondono diverse composizioni, strutture cristalline e morfologie, tutto ciò si traduce in un diverso comportamento all'interno della matrice.

Tutti i carburi degli elementi di lega hanno una durezza compresa nell'intervallo 1000-3000 HV, quindi notevolmente superiore sia alla martensite che alla cementite. Fig.6.4

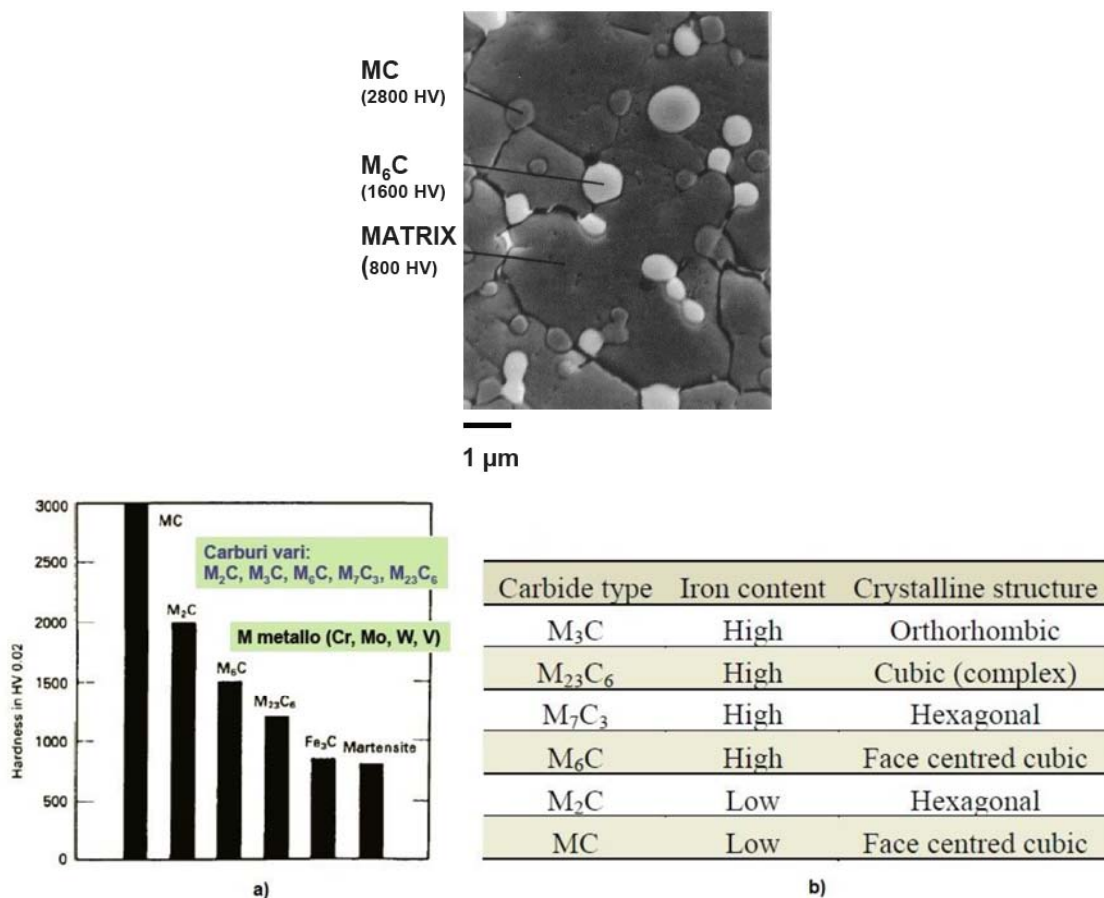


Fig.6.4– Confronto della durezza tra le diverse tipologie di carburi a) riepilogo delle strutture cristalline e del contenuto di ferro di diversi carburi.[4]

I carburi non vengono classificati in base alla composizione/durezza ma in base al meccanismo di formazione, che ne determina dimensioni e coerenza con il reticolo cristallino del metallo circostante. I carburi cosiddetti primari sono quelli formati durante la fase di solidificazione dell'acciaio e questi subiscono solo parziali variazioni dimensionali e morfologiche a seguito di applicazione di successivi trattamenti termici; i carburi secondari invece si formano successivamente all'applicazione di cicli di trattamento termico.

Sostanzialmente i carburi essendo una seconda fase a carattere ceramico dispersa all'interno di una matrice metallica operano un'azione di rinforzo secondo il noto meccanismo di Orowan già descritto in precedenza nel paragrafo 1.8.3 relativo alle leghe di alluminio.

I carburi primari se paragonati ai carburi secondari hanno dimensioni molto maggiori, motivo per cui non risultano coerenti con la matrice, tale aspetto dà luogo ad un meccanismo di rinforzo per dispersione.

Carburi fini e distribuiti in maniera omogenea sono da preferire a strutture grossolane ed agglomerate, in termini resistenza all'usura e proprietà di duttilità e tenacità.

I carburi secondari si generano conseguentemente alla fase di austenitizzazione/tempra e rinvenimento, a seguito di precipitazione di carburi finissimi in matrice martensitica; tale meccanismo di indurimento per precipitazione è da ritenersi analogo a quanto avviene nelle leghe di alluminio a seguito del trattamento di solubilizzazione/tempra e invecchiamento.

La precipitazione di carburi secondari durante il rinvenimento può interessare anche l'eventuale austenite residua presente dopo tempra, condizionandone il meccanismo di trasformazione [5][6].

I precipitati così formati sono caratterizzati da dimensioni nanometriche (non sono osservabili in microscopia elettronica in scansione ma solo in microscopia elettronica in trasmissione o con tecniche quali la "field ion imaging", Fig.6.5) e da alta coerenza e continuità col reticolo cristallino della matrice in cui precipita [7]: in virtù della dispersione capillare nella struttura, la distanza media tra i precipitati è molto piccola, realizzando un'efficace azione di rinforzo, superiore a quella prodotta dai carburi primari.[8]

I carburi secondari, sviluppando durezza secondaria, migliorano la resistenza ad usura abrasiva e la tenacità [5].

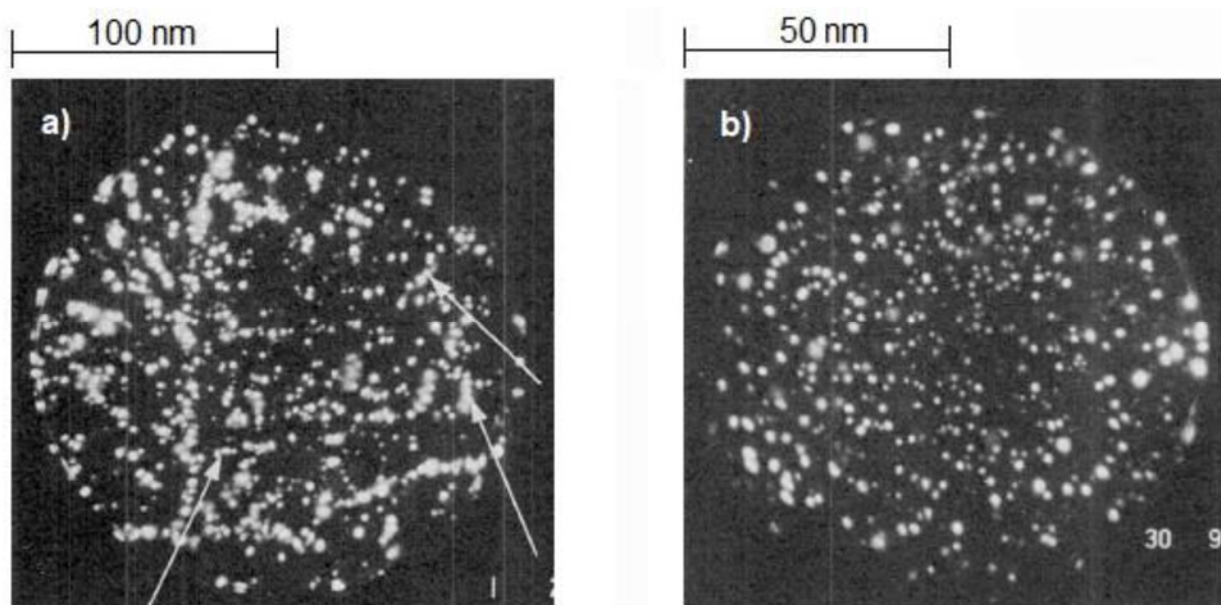


Fig.6.5– Carburi secondari in acciai ASP.

6.2.2 Inclusioni non metalliche

Negli acciai alto-resistenziali le inclusioni non metalliche diventano determinanti per quanto riguarda le proprietà resistenziali a fatica ad alto numero di cicli, quindi i processi produttivi con i quali vengono realizzati gli acciai alto-resistenziali devono essere in grado di garantire un elevato livello qualitativo, minimizzando il tenore inclusionale.

Le tipologie di inclusioni presenti in un acciaio possono essere svariate in termini di composizione chimica e morfologia, ma tutte derivano dal processo fusorio con cui l'acciaio viene prodotto.

In base alla normativa DIN50602 le inclusioni possono essere classificate in quattro classi principali:

- Tipo SS → composti a base zolfo o fosforo aventi morfologia allungata, riducono le doti resistenziali a fatica e la resilienza specialmente in direzione perpendicolare a quella di lavorazione a caldo. A questa categoria appartengono composti del tipo FeS, MnS, MgS, CaS, Fe₂P, Fe₃P.
- Tipo OA → ossidi frammentati del tipo Al₂O₃, queste particelle durante le lavorazioni di deformazione plastica ad alta temperatura non si deformano e conservano il comportamento fragile frammentandosi, lungo la direzione di deformazione.
- Tipo OS → ossidi filiformi ma aventi una temperatura di fusione minore rispetto all'allumina, fattore che ne causa il rammollimento alle temperature di lavoro e la conseguente deformazione con morfologia simile a quelle dei solfuri, coi quali condividono anche l'effetto sulle proprietà meccaniche. Comportamento tipico dei silicati del tipo MxO-SiO₂.
- Tipo OG: ossidi globulari. Particelle costituite da ossidi di forma sferica, mantenuta anche durante la lavorazione a caldo, con conseguente possibile distacco dalla matrice e formazione di cricche e micro-vuoti.
A questa categoria appartengono ossidi del tipo FeO, MnO, SiO₂.

6.3 Processo produttivo

I requisiti qualitativi sempre più elevati dovuti all'alta sensibilità degli acciai di utensili alla difettosità hanno condotto allo sviluppo di processi fusori sempre più controllati, al fine di ottenere acciai contraddistinti da microstrutture fini, omogenee e a bassissimo contenuto di inclusioni e gas disciolti nel reticolo.

L'evoluzione tecnologica ha seguito due diverse filosofie: l'introduzione di processi di rifusione controllata a valle della metallurgia primaria e la metallurgia delle polveri.

6.3.1 Rifusione controllata

L'aspetto centrale di questa tecnologia è la graduale rifusione e solidificazione del lingotto ottenuto dal processo primario in condizioni controllate di atmosfera, velocità di fusione e di solidificazione allo scopo di innalzarne le caratteristiche qualitative e resistenziali riducendone il contenuto di difetti. I processi messi a punto dai diversi produttori di acciai speciali, identificati da nomi commerciali e diversificati in termini di layout di impianto o parametri di processo, sono i seguenti:

- Rifusione sotto scoria elettroconduttrice → ESR
- Rifusione ad arco sottovuoto → VAR
- Fusione ad induzione in vuoto → VIM

I processi possono essere abbinati per ottenere prodotti a doppia o tripla rifusione Fig.6.6.

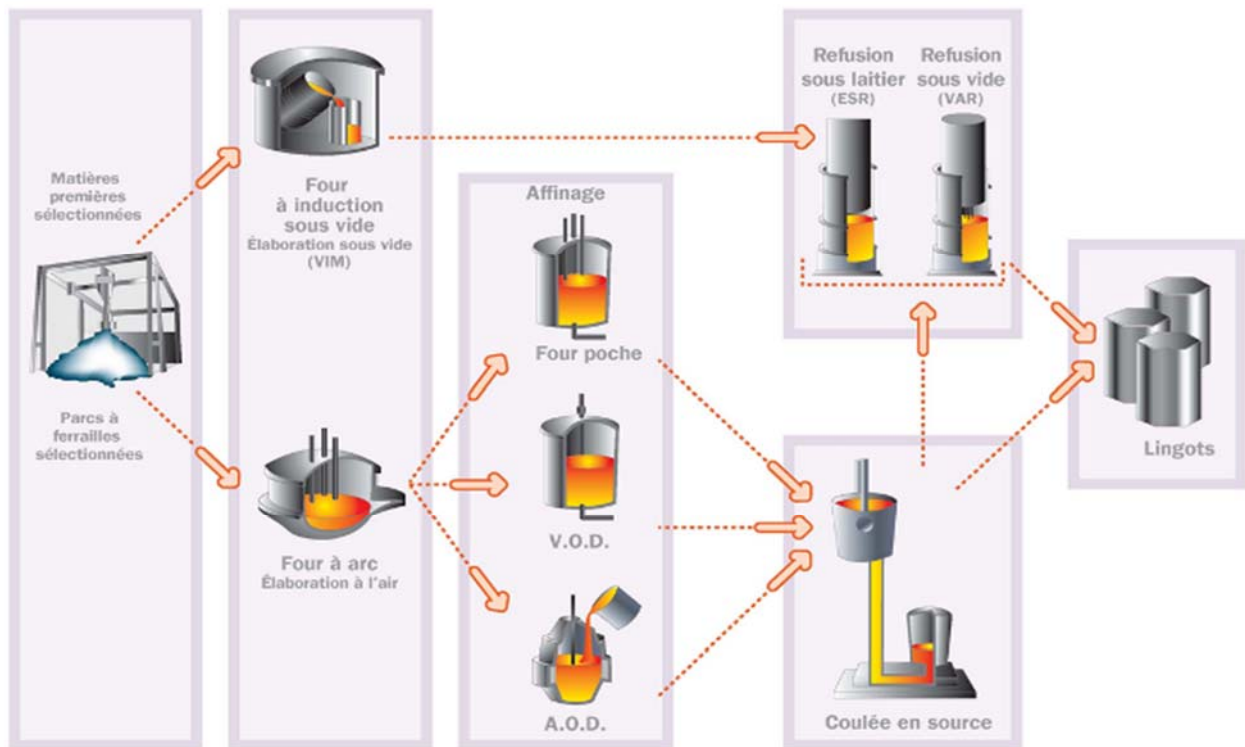


Fig.6.6– Schematizzazione di processi siderurgici di rifusione controllata.

6.3.2 Metallurgia delle polveri

Come alternativa alle tecnologie di rifusione tradizionali per la produzione di acciai speciali di elevata qualità è possibile procedere mediante l'utilizzo di processi di metallurgia delle polveri (PM Powder Metallurgy).

Dopo la fusione in forno elettrico o a induzione e l'affinazione, l'acciaio allo stato liquido, non viene fatto solidificare in lingotti ma mantenuto fuso in un crogiuolo intermedio e atomizzato per la produzione di polveri. Fig.6.7

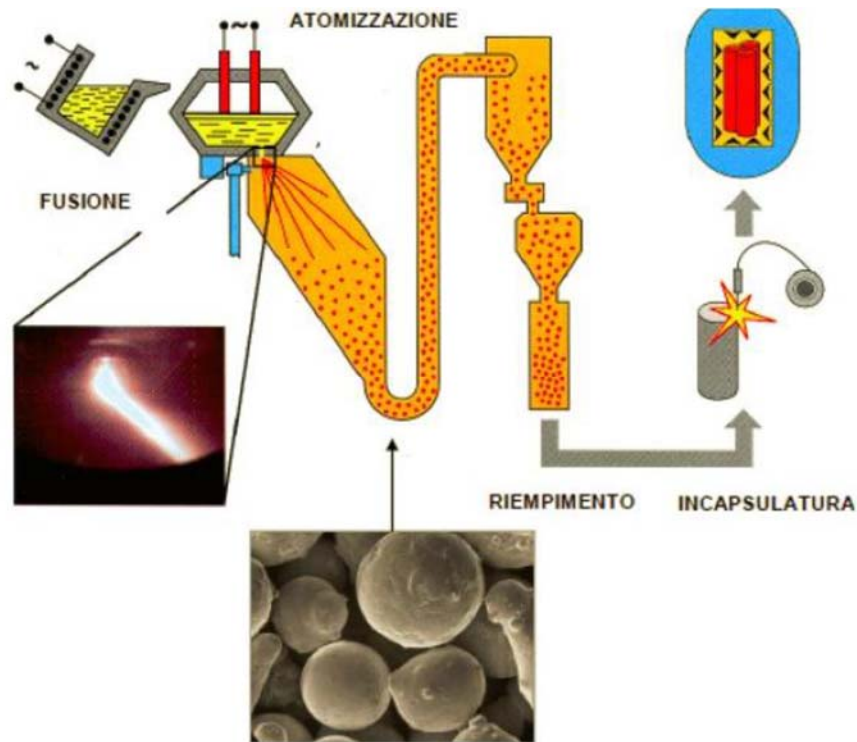


Fig.6.7– Schematizzazione di impianto per la produzione di acciaio mediante metallurgia delle polveri.

Durante la permanenza allo stato liquido l'acciaio, se non opportunamente protetto, può assorbire azoto e idrogeno o ossidarsi; tale aspetto viene contrastato mediante protezione di scoria elettroconduttrice fusa per effetto Joule (come nel caso della tecnologia ESR) [9].

Il metallo fuso viene quindi atomizzato, ossia scisso in particelle di dimensioni ridotte ($100\ \mu\text{m}$), che poi solidificano sotto forma di polvere.

Per gli acciai di ultima generazione prodotti da Erasteel (processo Dvalin®) e Böhler (processo Microclean®) viene utilizzata l'atomizzazione con gas inerte, poiché questa permette di ottenere particelle sferoidali, grazie alla solidificazione leggermente più lenta rispetto alle particelle atomizzate con acqua.

Le particelle sferoidali hanno densità elevata, di circa $6\ \text{g/cm}^3$.

La composizione della polvere è uniforme: ogni particella può essere considerata come un microlingotto esente da segregazione per effetto della elevata velocità di solidificazione.

In aggiunta, i carburi primari, che precipitano durante la solidificazione sono estremamente fini (si veda a titolo di esempio la figura 6.8), sia grazie al tasso di raffreddamento elevato che alla dimensione ridotta delle particelle.

Al termine dell'atomizzazione le polveri vengono incapsulate in contenitori cilindrici di acciaio, direttamente collegati alle torri di atomizzazione: il processo avviene senza contatto con l'ambiente esterno.

I contenitori vengono quindi portati in condizioni di vuoto ed infine saldati, in modo da prevenire contaminazioni e per evitare infiltrazioni durante la fase successiva.

I contenitori cilindrici vengono caricati in un'unità per pressatura isostatica a caldo, che viene chiusa e portata in condizioni di vuoto.

L'unità viene quindi riempita di gas inerte, solitamente argon, e portata gradualmente a pressione e temperatura elevata, inferiore a quella di fusione della lega e tale da non provocare un ingrossamento eccessivo delle particelle.

Il gas inerte esercita una pressione idrostatica sui contenitori, il contemporaneo riscaldamento riduce la resistenza al flusso plastico delle particelle e attiva i processi diffusivi tra le stesse: grazie all'azione combinata di temperatura e pressione, la polvere viene compattata in modo definitivo.

Il processo HIP, tra le varie tecniche di consolidamento delle polveri, è quella che permette di ottenere il minor quantitativo di porosità tra le particelle (che è praticamente nullo) e quindi il livello di densità maggiore. [10]

Solitamente i parametri di processo impiegati nel campo degli acciai da utensili sono: temperatura di 1100°C e pressione di 100 MPa, per circa un'ora.

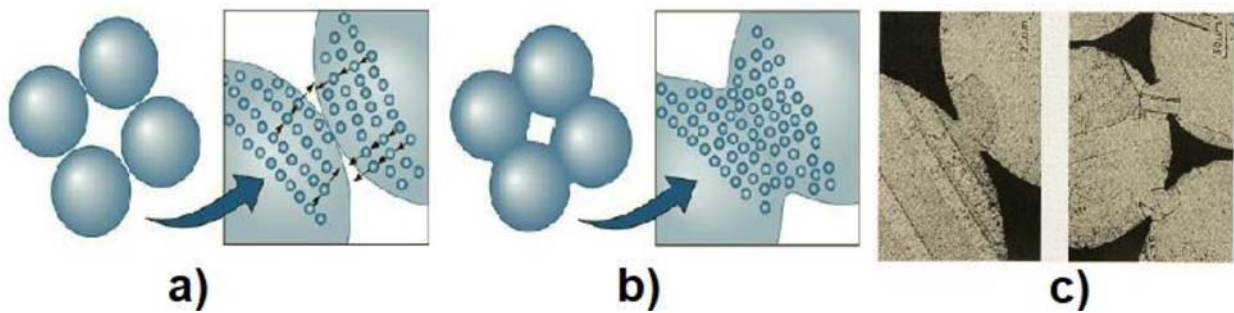


Fig.6.8– Rappresentazione schematica delle polveri prima del processo HIP (a); formazione di giunzioni tra le polveri (necking) durante HIP (b); micrografia di polveri parzialmente sinterizzate (c).[11]

Mediante la metallurgia delle polveri è possibile elaborare acciai con tenori di elementi di lega altissimi superando problemi di segregazione, ottenere microstrutture estremamente fini e isotrope con un contenuto inclusionale ridottissimo nelle quali i carburi sono di piccole dimensioni e omogeneamente distribuiti. Questo si traduce in acciai ad altissima resistenza meccanica a fatica.

6.4 Fatica negli acciai da utensili

Come riportato precedentemente, requisito fondamentale dei materiali con cui vengono realizzati alberi a camme ed alberi motore è la resistenza a fatica.

Analogamente, essendo gli utensili generalmente soggetti a sollecitazioni dinamiche che cambiano intensità e direzione con carichi d'impatto o urto applicati in rapida sequenza, una buona resistenza a fatica è fondamentale anche per gli acciai da utensili.

A riguardo, i processi produttivi per gli acciai da utensili di ultima generazione consentono di ottenere elevatissime proprietà meccaniche mantenendo comunque una certa tenacità.

Queste caratteristiche consentono di poter ipotizzare applicazioni strutturali in cui sia richiesta elevata resistenza a fatica anche per questi acciai di cui ha senso quindi studiare ed approfondire il comportamento a fatica.

6.4.1 Generalità

Numerosi studi condotti su acciai da utensili hanno evidenziato che i siti preferenziali di nucleazione di cricche di fatica sono inclusioni non metalliche e carburi.

Il quantitativo di queste disomogeneità nel materiale ne influenza perciò la resistenza a fatica [12][13][14][15][16][17][15][18].

Per quanto riguarda gli acciai prodotti tradizionalmente, i processi di rifusione, come ESR e VAR, portano ad un notevole miglioramento nel comportamento a fatica grazie alla riduzione del tenore di inclusioni.

Secondo Murakami [19] i carburi sono dannosi quanto le inclusioni ed è la dimensione a stabilire quale delle due tipologie di disomogeneità sia la più deleteria.

Kazymyrovych [20] sostiene che la nucleazione di cricche a partire da carburi è più rara perché questi hanno solitamente dimensioni inferiori rispetto alle inclusioni ed essendo molto coesi con la matrice devono fratturarsi per diventare un sito di nucleazione. Risultati sperimentali hanno mostrato che effettivamente la genesi di cricche di fatica può avvenire in prossimità di carburi, ma che negli acciai prodotti con metallurgia delle polveri (PM), nei quali i carburi assumono dimensioni estremamente ridotte, questa evenienza diventa sempre più sporadica.

A tal riguardo Fukauara et al. [13] hanno studiato l'effetto dei carburi sul comportamento a fatica di alcune varianti di un acciaio AISI D2 prodotto tramite VAR, evidenziando che la minor frazione di carburi ed un trattamento termico che ne induca una migliore distribuzione permettano di migliorare la resistenza a fatica del materiale (Fig.6.9).

Meurling et al. [14] hanno invece esaminato tre acciai rapidi (PM23, ASP2014, ottenuti tramite PM, e M2, ottenuto mediante processo convenzionale) e un acciaio da utensili per lavorazioni a freddo (VANADIS10, ottenuto tramite PM), per valutare l'effetto dei carburi e delle inclusioni non metalliche Fig.6.10.

Le figure 6.10 e 6.11 riportano a riguardo le distribuzioni dimensionali dei carburi primari e delle inclusioni non metalliche degli acciai studiati e permettono di comprendere come i tre acciai prodotti con la metallurgia delle polveri presentino carburi e inclusioni più fini rispetto all'acciaio M2.

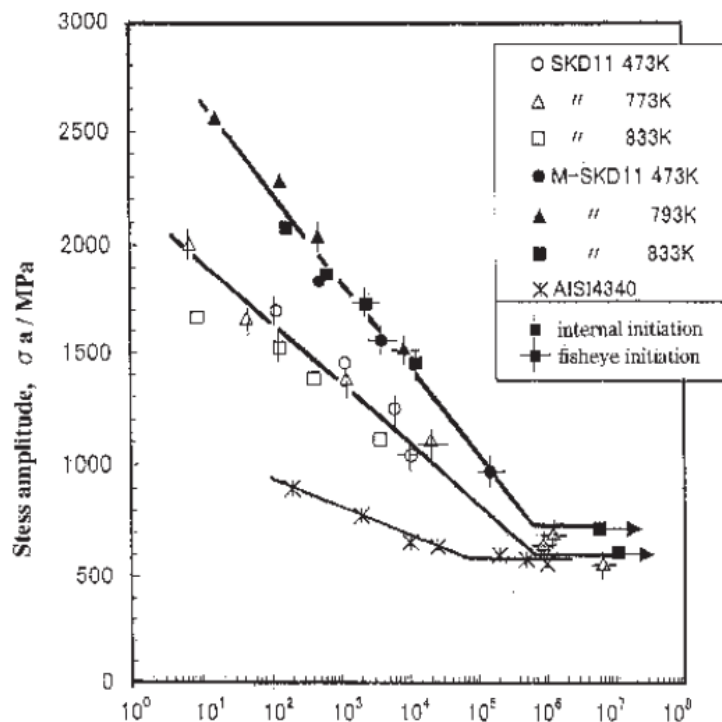


Fig.6.9– Diagramma S-N dei due acciai testati da Fukauara et al. confrontati con un acciaio da bonifica.[13]

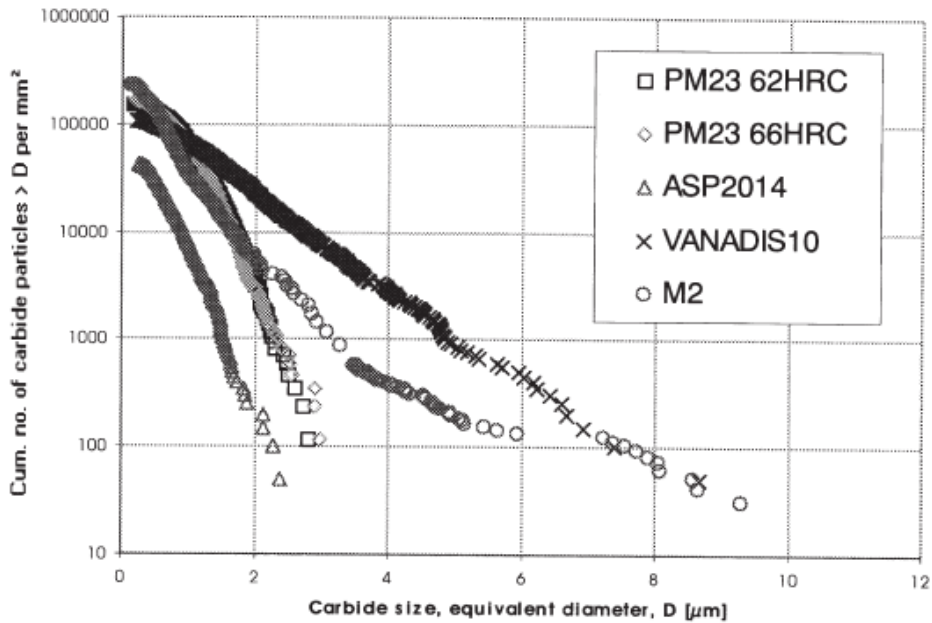


Fig.6.10– Distribuzione e dimensione dei carburi primari negli acciai testati da Meurling et al.[14]

I risultati delle prove di fatica assiali, svolte impiegando il metodo staircase, con $R = 0.05$ e run-out fissato a $2 \cdot 10^6$ cicli, sono riportati in figura 6.12. Oltre ad alcune considerazioni sull'effetto della rugosità e delle temperature di trattamento termico, è interessante notare come gli acciai aventi carburi più fini e prodotti tramite metallurgia delle polveri (PM23 e ASP2014), mostrino il miglior comportamento a fatica. La nucleazione, nei provini lucidati realizzati con questi acciai, avviene sempre in prossimità di inclusioni non metalliche, aventi dimensioni maggiori rispetto ai carburi primari. Nel caso di provini non lucidati si assiste invece anche a nucleazioni a partire da difetti superficiali. In ogni caso, si osserva che i processi produttivi adottati consentono di ottenere microstrutture in grado di sostenere sollecitazioni affaticanti estremamente elevate rispetto ai tradizionali acciai da bonifica e/o nitrurazione.

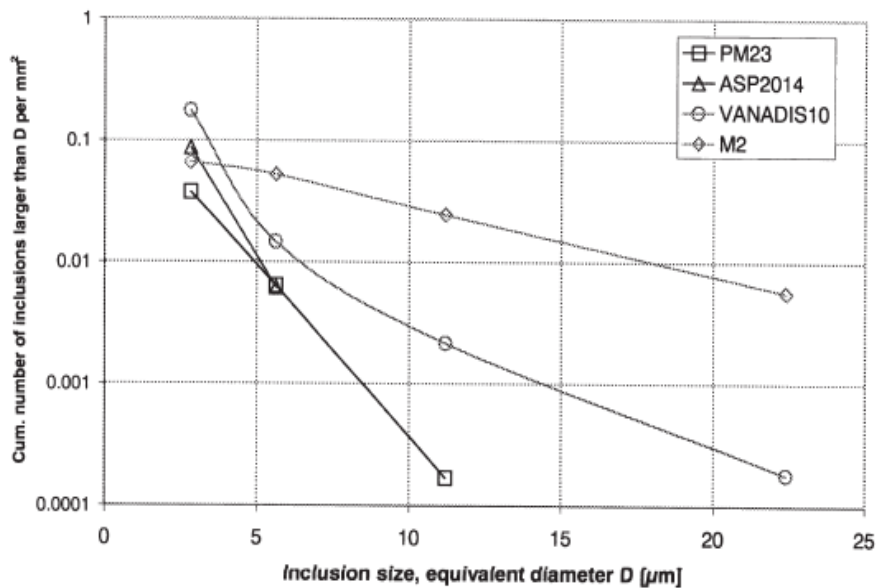


Fig.6.11 - Distribuzione e dimensione delle inclusioni negli acciai testati da Meurling et al.[14]

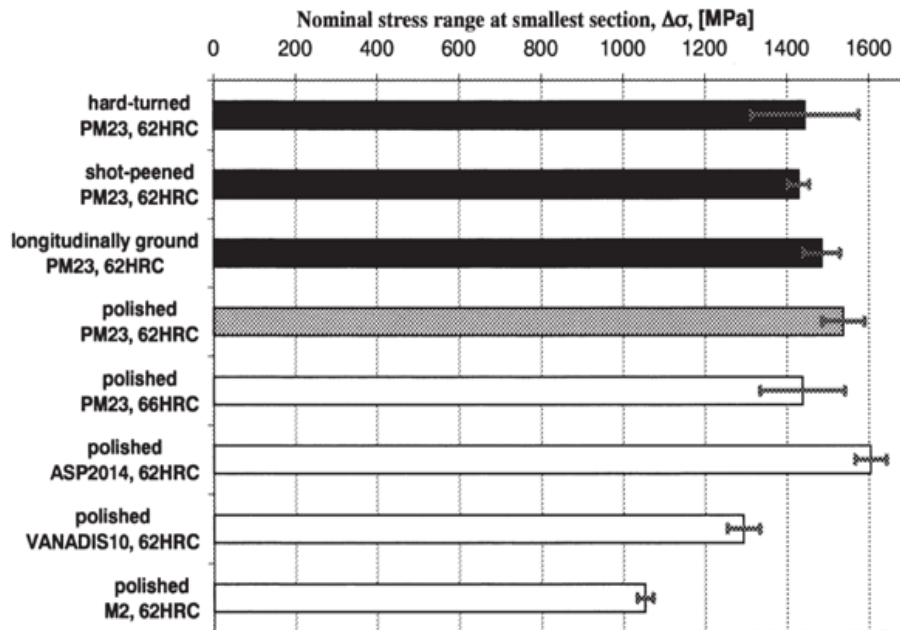


Fig.6.12 – Risultati delle prove di fatica condotte da Meurling et al.[14]

6.4.2 Evidenze frattografiche

Come accennato, la condizione superficiale influenza il tipo di innesco ed in generale la morfologia della superficie di frattura di questi acciai che, se osservata macroscopicamente, appare spesso piatta e simile ad una frattura fragile.

In questi acciai inoltre sono spesso difficilmente osservabili le striature di fatica a causa della loro scarsa duttilità, che comporta una ridotta plasticizzazione all'apice della cricca, fenomeno alla base della formazione delle striature.

La morfologia delle superfici di frattura per fatica varia notevolmente passando da alte a basse sollecitazioni cicliche: l'entità della sollecitazione influenza le dimensioni delle zone di propagazione e rottura di schianto (Fig. 6.13), inoltre alle alte sollecitazioni la nucleazione superficiale è più frequente, al diminuire della tensione si ha invece una maggiore probabilità di nucleazione sub-superficiale in prossimità di difetti del materiale.

In quest'ultimo caso, intorno al difetto si forma il caratteristico fish-eye (Figura 6.14), che può essere definito come l'area che circonda il sito di nucleazione, formatosi a seguito della propagazione circolare della cricca.

Il fish-eye può essere completamente interno oppure arrivare a contatto con la superficie esterna [12]. In ogni caso non viene mai osservato nel caso di nucleazione in assenza di difetti come carburi o inclusioni.

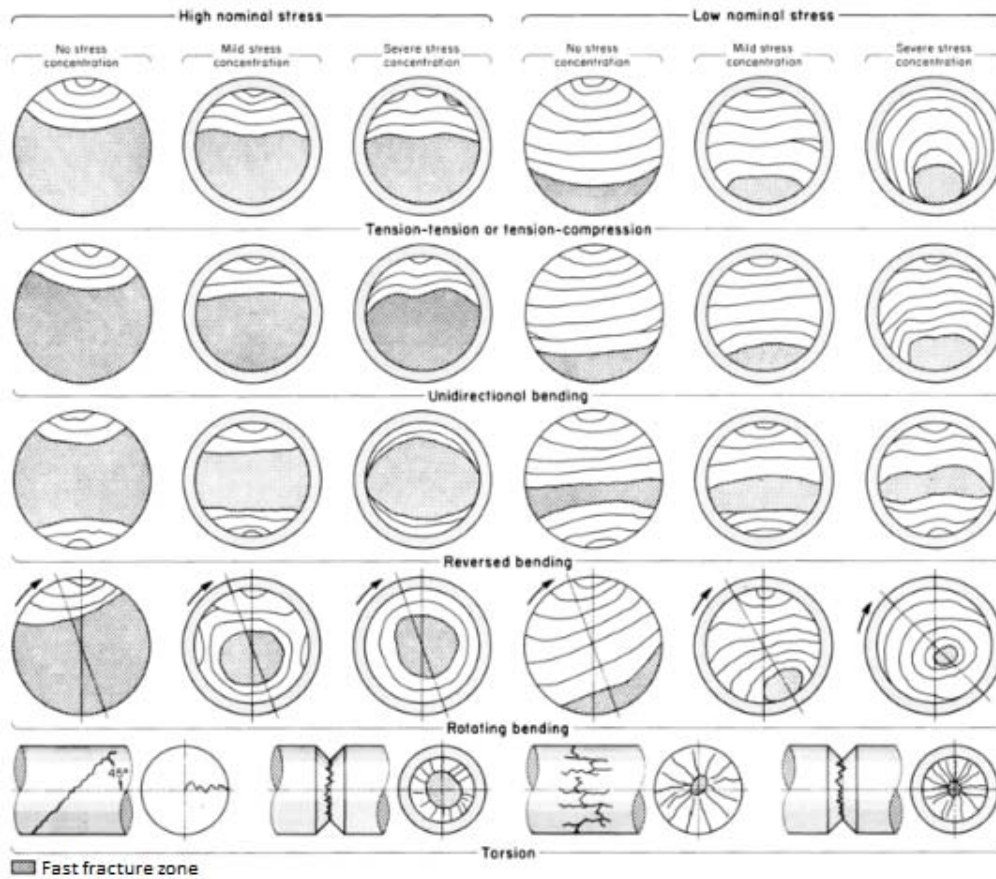


Fig. 6.13 - Aspetto delle fratture di fatica a seconda del carico, tensione applicata e presenza di concentrazione di sforzi.

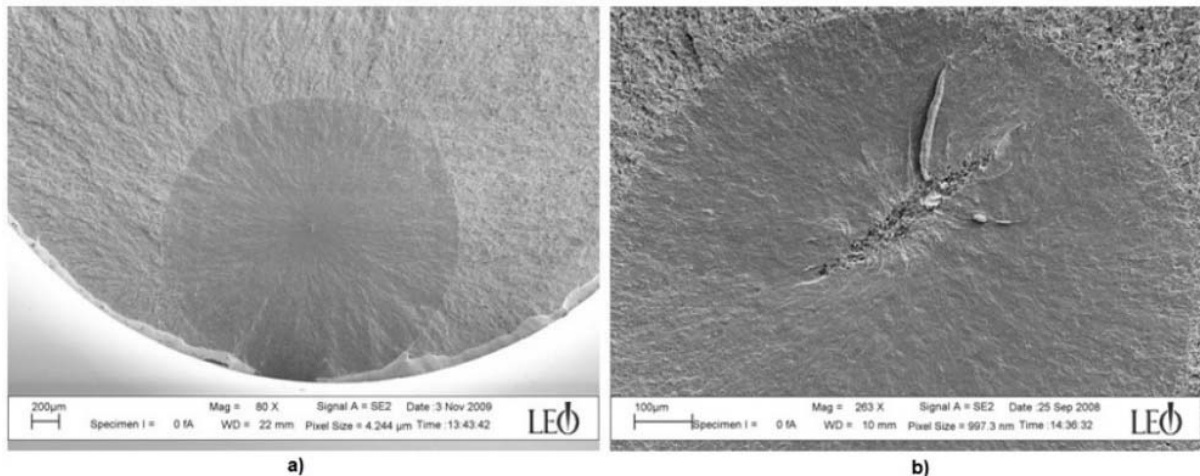


Fig. 6.14 – Tipico aspetto della zona di innesco con caratteristica presenza del fish-eye sulla superficie di frattura di un acciaio da utensile [12]

La maggior parte delle sperimentazioni condotte su acciai alto-resistenziali hanno evidenziato che in questi materiali si assiste alla formazione di fish-eye nella zona ad alto ed altissimo numero di cicli, per $N > 10^6$.

Alcuni ricercatori, tra cui Fukauara et al. [13] hanno evidenziato però che negli acciai da utensili la formazione di fish-eye può avvenire già a partire da 10^4 cicli, probabilmente a causa della presenza dei carburi primari di grandi dimensioni aventi alto fattore di intensificazione degli sforzi.

Anche Sohar et al. [21][16] hanno confermato che il fish-eye può formarsi per cicli inferiori a 10^6 , analizzando il comportamento a fatica nella zona ad alto e ad altissimo numero di cicli di un acciaio

AISI D2 (prodotto con processo fusorio tradizionale, avente una durezza post rinvenimento di 58 ± 2 HRC, corrispondente a circa 653 HV).

I risultati di questa sperimentazione sono riportati in figura 6.15 in cui si può innanzitutto notare che la resistenza a fatica continua a decrescere nella zona ad altissimo numero di cicli; questo comportamento è stato evidenziato in numerosi altri studi condotti sugli acciai da utensili [22][23][17][15]

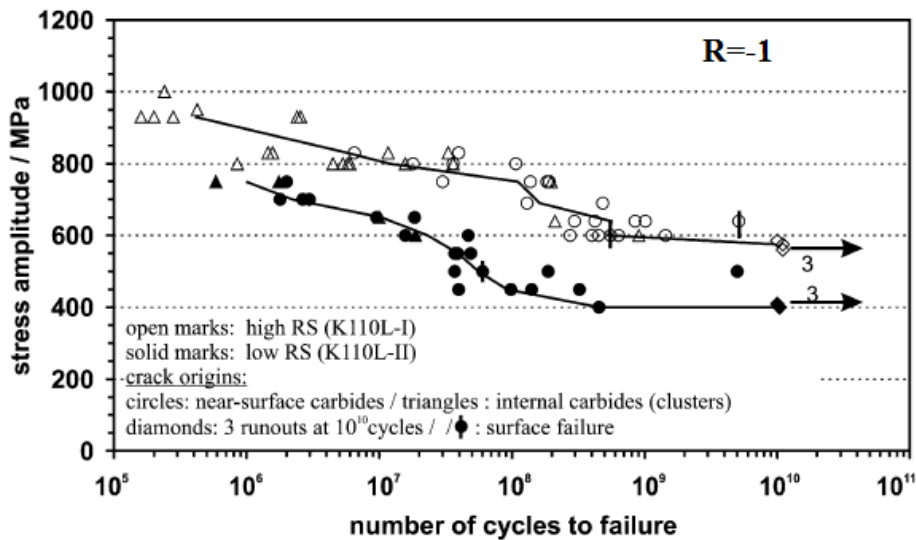


Fig.6.15- Diagrammi S-N ottenuti da Sohar et al. (Acciaio AISI D2) [21].

Le tensioni residue tendono a ritardare la nucleazione che infatti è spostata ad un numero di cicli superiore per i provini aventi tensioni residue maggiori (“high RS” in figura).

Inoltre, come riportato in Fig.6.15, si può notare che da 10^5 a 10^6 cicli le rotture hanno avuto sempre origine interna a partire da clusters di carburi, con formazione di fish-eye.

All’aumentare del numero di cicli, entrando nel campo della fatica ad altissimo numero di cicli (VHCF), le fratture tendono ad avvenire in prossimità di carburi vicini alla superficie, con formazione di metà fish-eye.

Gli autori hanno attribuito il diverso comportamento dell’acciaio da utensile testato alla presenza di numerosi carburi primari di grandi dimensioni ed al rilassamento delle tensioni residue superficiali cui si assiste dopo un elevato numero di cicli di carico.

Le due morfologie di frattura (con nucleazione interna o superficiale) riscontrate da Sohar et al. sono riportate in Fig.6.16, in entrambi i casi la morfologia è piuttosto piatta da un punto di vista macroscopico, simile ad una frattura fragile, e la zona di rottura di schianto occupa la maggior parte della superficie di frattura.

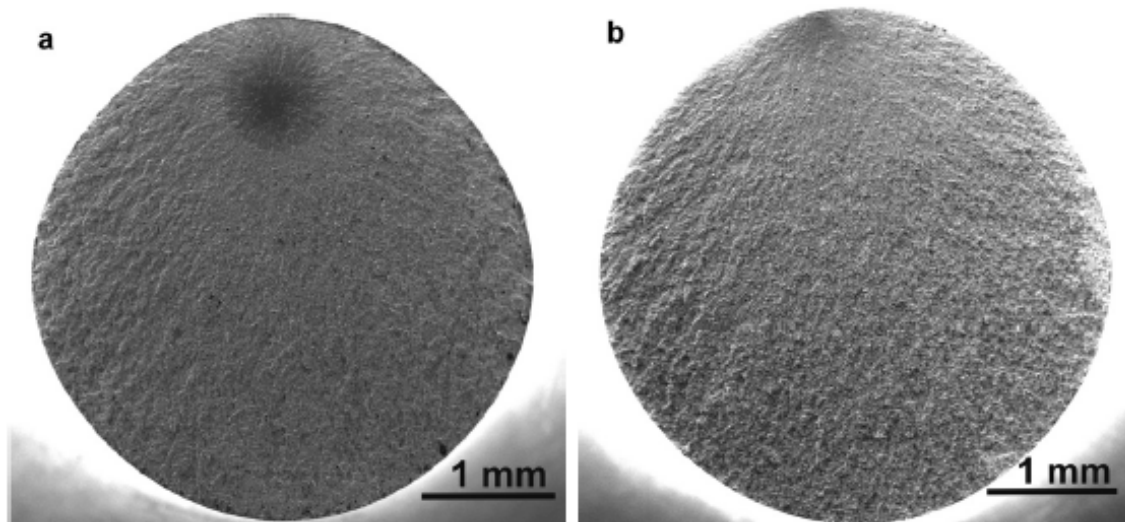


Fig.6.16 - (a) nucleazione interna, (b) nucleazione superficiale.[16]

Gli stessi autori, in una sperimentazione più recente [15], hanno analizzato il comportamento nella zona ad altissimo numero di cicli di due acciai prodotti da Böhler mediante metallurgia delle polveri, il K390 Microclean® e S590 Microclean® per stabilire se la nucleazione superficiale fosse preponderante anche in questi acciai, che presentano carburi primari di dimensioni molto ridotte.

Anche in questo caso nella zona VHCF la nucleazione è avvenuta spesso in prossimità della superficie, come evidenziato anche nei risultati riportati in Fig. 6.17.

Come per l'acciaio AISI D2, anche in questo caso le superfici di frattura risultano macroscopicamente piatte, la zona di rottura di schianto molto estesa ed i valori di ampiezza di tensione cui sono stati sottoposti i provini decisamente elevati.

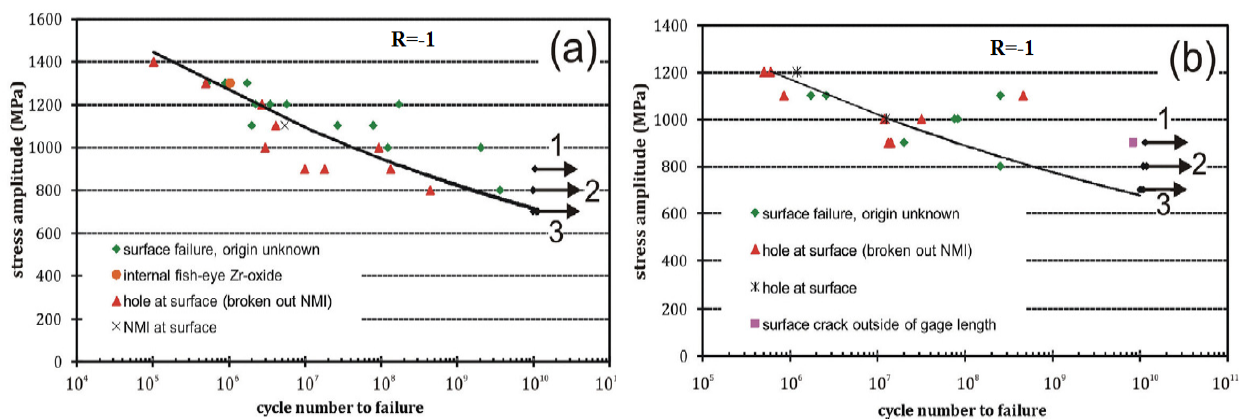


Fig.6.17 - Diagrammi S-N degli acciai PM testati da Sohar et al. (a)K390, (b)S590.[15]

In riferimento all'acciaio AISI D2, Sohar et al. [15],[16] hanno inoltre evidenziato la presenza di diverse zone all'interno del fish-eye delle superfici di frattura dei provini testati ad alto e altissimo numero di cicli (Fig.6.18).

Queste zone sono state identificate sia nel caso di nucleazione a partire da clusters di carburi interni che da carburi sub-superficiali.

Attorno al difetto da cui è partita la nucleazione è a volte visibile una zona denominata Granular Bright Area (GBA), dalla colorazione che assume se osservata al microscopio SEM e caratterizzata da una differente rugosità, come evidenziato in Fig.6.19.

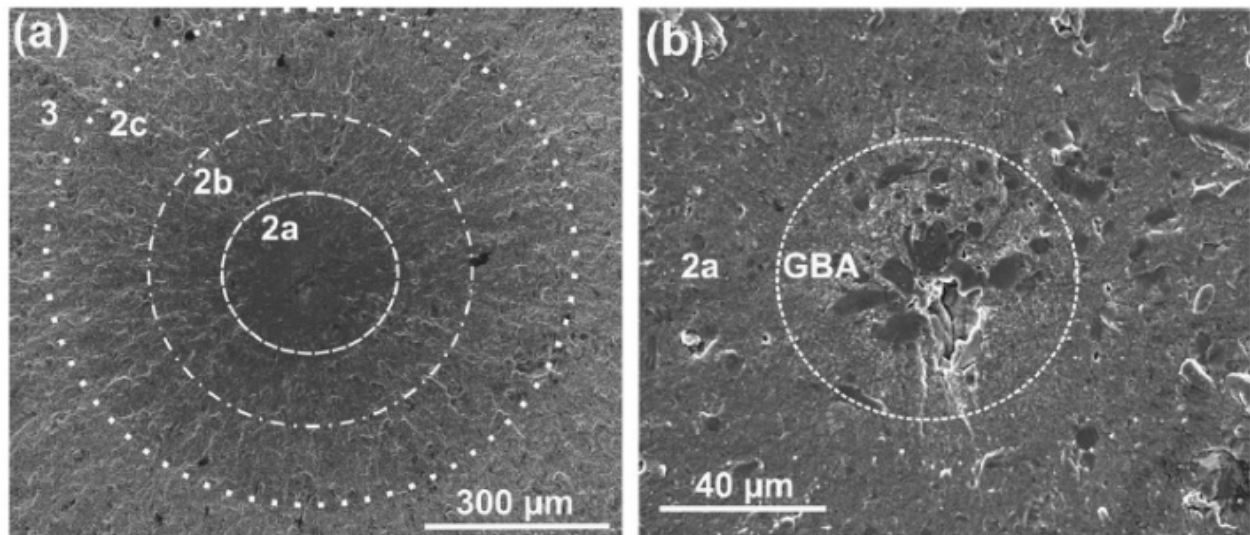


Fig.6.18 - Zone individuate da Sohar et al. sulle superfici di frattura dell'acciaio AISI D2 (6.1 mln di cicli a 800MPa). [25]

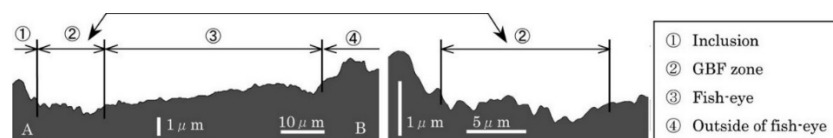


Fig.6.19 Profilo topografico dal centro della zona di innesco verso l'esterno, con focus sulla GBF [24]

Anche Murakami [25], testando un acciaio da bonifica e un acciaio per cuscinetti tra 10^5 e 10^8 cicli, ha rilevato la presenza della GBA, definendola però Optically Dark Area (ODA) a causa della colorazione scura che assume se osservata al microscopio ottico invece che al SEM.

Shiozawa et al. [24] definiscono la stessa area Granular Bright Facet (GBF), Sakai et al. Fine Granular Area (FGA), altri autori, come Akiniwa et al. [30], Fine Granular Facet (FGF) ma, nel seguito, si adotterà la definizione di Granular Bright Area (GBA).

Murakami [6] ha dimostrato che la dimensione della GBA aumenta al crescere del numero di cicli a rottura: per questo motivo tale area è caratteristica della zona ad altissimo numero di cicli, anche se in alcuni casi, come trovato anche da Sohar et al., si può manifestare anche ad un numero di cicli inferiore. E' stato stimato che la formazione di quest'area occupa il 99% dell'intera vita a fatica nella zona della VHCF [22].

Una teoria riguardante la formazione della GBA negli acciai da utensili è quella proposta da , et al., [23] i quali sostengono che in questa zona si ha la formazione di micro cricche, probabilmente risultanti dalla decoesione di carburi secondari dalla matrice.

Queste micro cricche crescono molto lentamente fino a diventare cricche corte, che non propagano finché non raggiungono una lunghezza critica, che coincide con la dimensione della GBA [25].

Il modello di Shiozawa presenta però una serie di criticità, prima tra tutte la necessaria presenza di un'altra frazione volumetrica di carburi dispersi: tale condizione si verifica negli acciai da utensile (studiati da Shiozawa a monte della definizione del modello), ma non in altre tipologie di acciai ad alta resistenza che, nonostante possano essere del tutto privi di carburi degli elementi di lega, mostrano la medesima morfologia di frattura ad alto e altissimo numero di cicli.

La teoria ad oggi più accreditata per il processo di formazione della GBA è quella proposta da Murakami [6] che propone come causa la presenza di idrogeno intrappolato in prossimità dei difetti che favorirebbe la mobilità delle dislocazioni e ridurrebbe l'attrito interno [22] [5], [11], [18], [27], [28] portando alla tipica morfologia schematizzata in figura 6.20 [18]. La validità di questa teoria sembra

avvalorata da studi [28] condotti su acciai con diversi tenori di idrogeno i cui risultati sono parzialmente riportati in Fig.6.21.

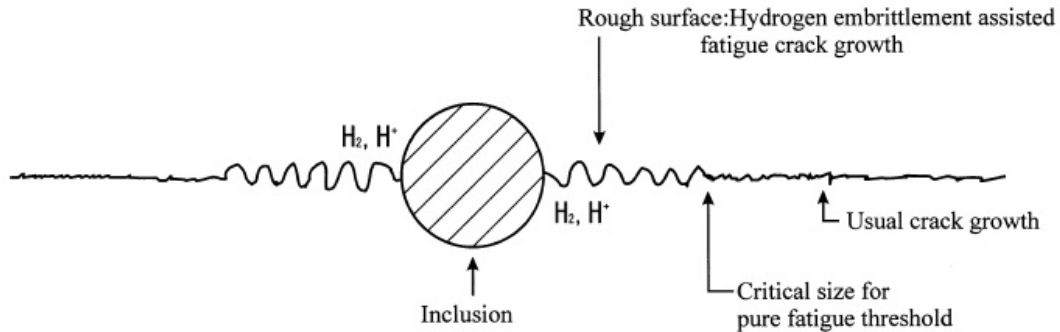


Fig.6. 20 Rappresentazione schematica del meccanismo proposto da Murakami per la formazione dell'area ruvida. [26]

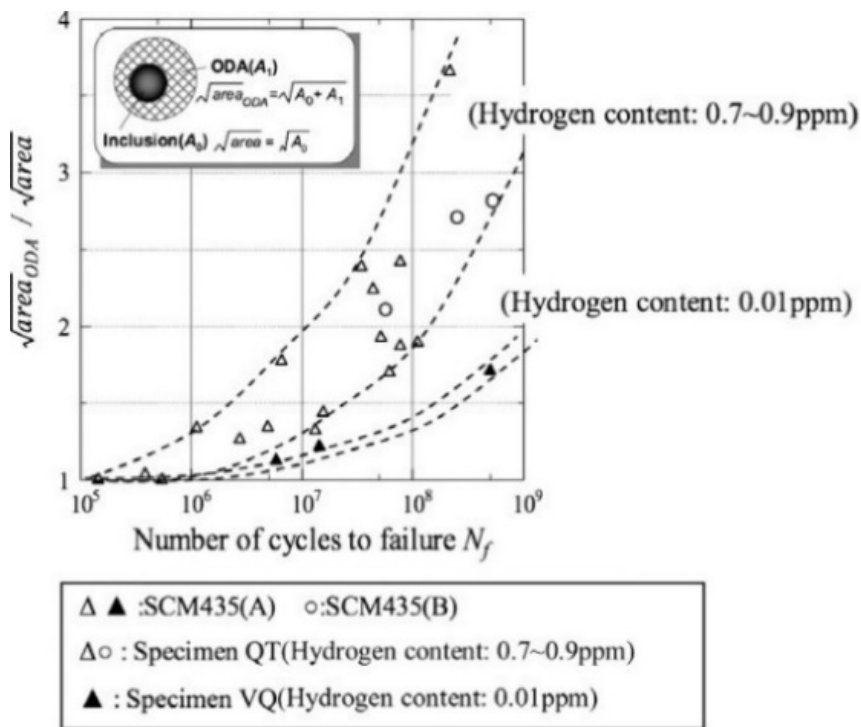


Fig.6.21 Differenza nel tasso di crescita dell'ODA al variare della quantità di idrogeno [28]

Non tutte le superfici di frattura analizzate da Sohar et al. presentano la GBA, poiché alcuni carburi da cui parte la nucleazione hanno dimensioni tali da generare una propagazione della cricca senza la precedente formazione di micro cricche.

Al di fuori della GBA si trova la zona 2a, che ha una rugosità superficiale ridotta e che secondo gli autori corrisponde all'inizio della propagazione della cricca secondo la legge di Paris. Questo tipo di propagazione continua nella zona 2b fino all'estremità della zona 2c, che corrisponde al bordo esterno del fish-eye.

Le zone 2b e 2c hanno rugosità elevata, al contrario della 2a. Al di fuori del fish-eye la cricca propaga in modo instabile e si ha la zona di frattura finale.

Le dimensioni delle diverse zone permettono di calcolare il fattore di intensificazione degli sforzi con l'equazione (1), in particolare se ne può calcolare il valore di soglia ΔK_{th} e la tenacità a frattura KIC. L'equazione è impiegabile anche in assenza di GBA: anche Fukauara et al. [23], che non hanno evidenziato quest'area nella zona ad alto numero di cicli, impiegano la stessa formula.

$$K_I = Y \frac{2}{\pi} \sigma \sqrt{\pi c} \quad (1)$$

I risultati ottenuti da Sohar et al. per l'acciaio testato in termini di fattore d'intensificazione degli sforzi confermano l'ipotesi che la cricca cominci a propagare a partire dal bordo della GBA.

6.4.3 Effetto dell'intaglio sulla vita a fatica di acciai da utensili

Come già esposto precedentemente, considerando le teorie più consolidate, la sensibilità all'intaglio aumenta al crescere della resistenza a trazione: negli acciai alto resistenziali il coefficiente di concentrazione a fatica delle tensioni K_f assumerebbe allora valori prossimi al coefficiente di concentrazione teorico delle tensioni K_t , cioè questi materiali sarebbero teoricamente molto sensibili alla presenza di intagli.

Alcune ricerche hanno però dimostrato che spesso le relazioni empiriche tradizionalmente impiegate sovrastimano notevolmente la sensibilità all'intaglio di questi acciai.

Akiniwa et al. [18] hanno studiato il comportamento a fatica di due varianti dell'acciaio per cuscinetti JIS SUJ2 (corrispondente ad un 100Cr6) sottoponendo a prove di fatica provini con e senza intaglio. I risultati delle prove di fatica assiale, condotte con $R=-1$ e frequenza 20 kHz, sono riportati in Fig. 6.22.

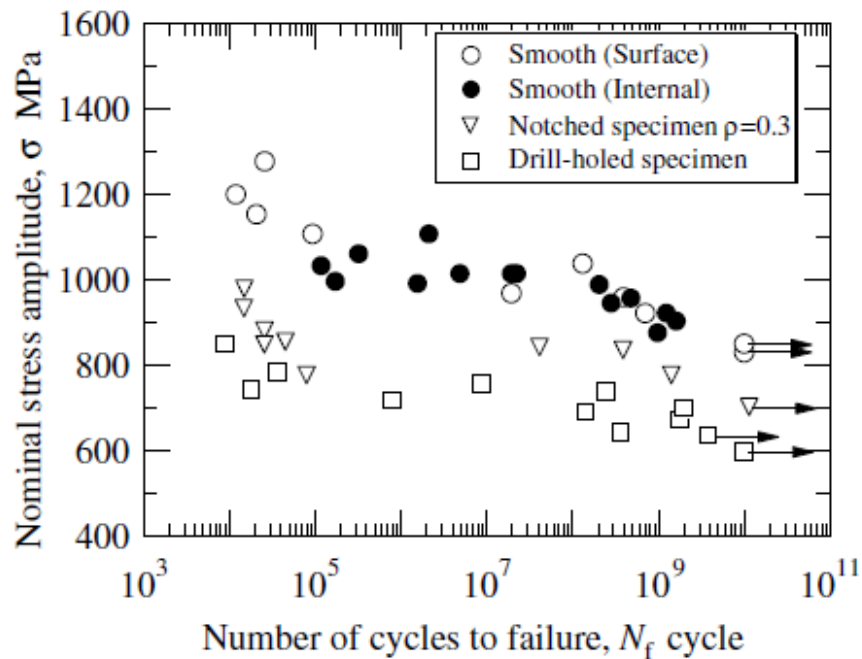


Fig. 6.22 - Diagramma S-N dei provini in SUJ2-A, lisci e intagliati. [30]

In tutti i provini con intaglio circolare (“notched specimen” in figura) la nucleazione è avvenuta in prossimità di bande di scorrimento all’apice dell’intaglio e le superfici di frattura sono risultate piuttosto piatte.

In Fig. 6.23 sono visibili immagini ottenute al microscopio SEM di alcune superfici di frattura.

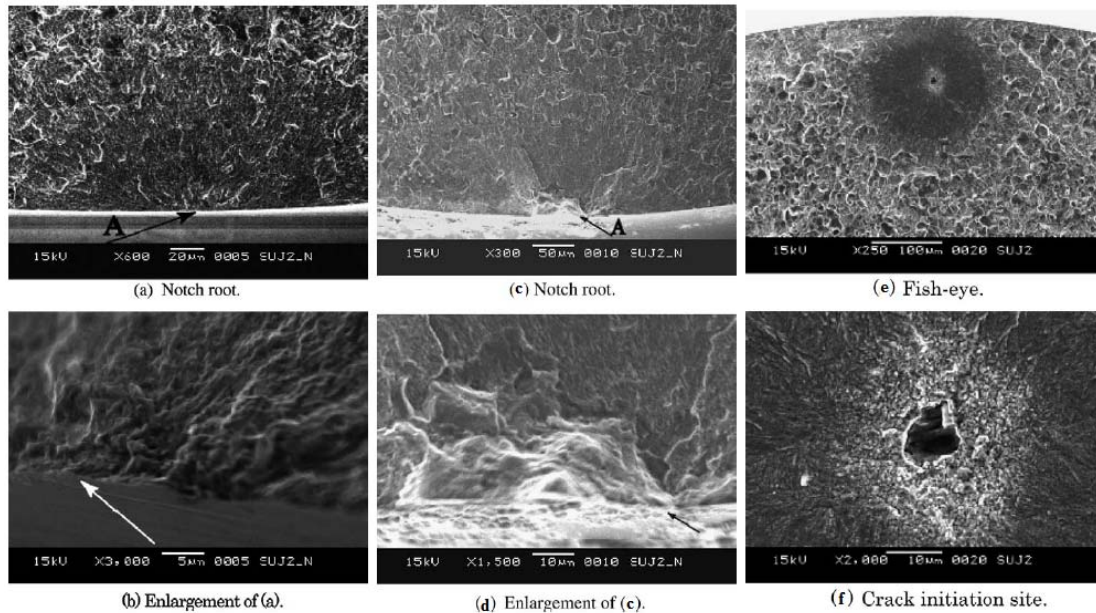


Fig.6.23 - Superfici di frattura: (a) e (b) provino con intaglio circolare, 854 MPa, $4,62 \times 10^4$ cicli. (c) e (d) provino con intaglio circolare, 776 MPa, $1,46 \times 10^9$ cicli. (e) e (f) provino liscio, 904 MPa, $1,61 \times 10^9$ cicli [18]

La Tabella 6.1 riporta i valori del coefficiente di concentrazione a fatica delle tensioni K_f per i provini intagliati, calcolato a diverso numero di cicli come rapporto tra la resistenza a fatica dei provini non intagliati e di quelli intagliati.

Si può notare che K_f tende a decrescere all’aumentare del numero di cicli.

Fatigue strength reduction factors at various fatigue lives

	10^5	10^7	10^9
Circumferentially notched specimen	1.26	1.23	1.19
Drill-holed specimen	1.36	1.35	1.34

Tab. 6.1 - Coefficiente di concentrazione a fatica delle tensioni a diverso numero di cicli per le due tipologie di intaglio.

Dai risultati relativi ai provini con intaglio circolare è possibile calcolare la sensibilità all’intaglio q tramite la nota relazione:

$$K_f = 1 + q(K_t - 1)$$

Il calcolo conduce a valori molto ridotti e compresi tra 0,2 e 0,1.

Questo risultato si discosta notevolmente dalla sensibilità all’intaglio teorica calcolabile con le relazioni di Peterson o Heywood che condurrebbe a stime del K_f prossime a 2.2 e molto lontane dai valori sperimentali riportati in Tab. 6.1.

Ebara [30] ha studiato l’effetto dell’intaglio su un acciaio rapido: il JIS HAP72 (corrispondente ad un ASP60) prodotto con metallurgia delle polveri e trattato termicamente in due modi diversi (in vuoto e in bagno di Sali).

Obiettivo dello studio era valutare l'effetto dell'intaglio e della rugosità superficiale (con una Rz di 1,3 μm e 0,1 μm rispettivamente).

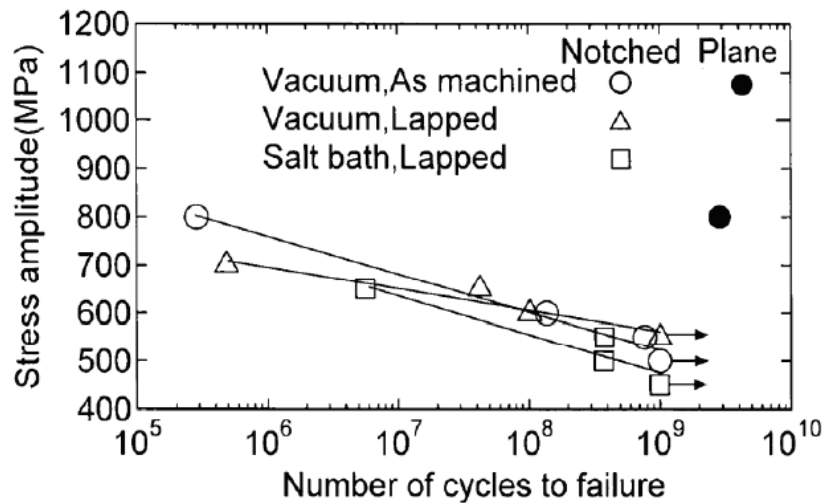


Fig.6.24 - Diagramma S-N dei provini in acciaio HAP72. [29]

I risultati dello studio, parzialmente riportati in Fig. 6.24, hanno evidenziato che la rugosità dell'intaglio non ha mostrato particolare influenza sul limite di fatica (tant'è che al diminuire del numero di cicli i provini non lucidati hanno mostrato una resistenza a fatica persino più alta di quelli lucidati).

L'analisi delle superfici di frattura ha mostrato che la nucleazione è avvenuta sempre in prossimità dell'intaglio e in corrispondenza di un'inclusione non metallica nell'unico provino liscio testato.

La propagazione è stata transgranulare e non sono state osservate striature di fatica.

Le superfici di frattura di un provino intagliato non lucidato e di un provino liscio sono visibili nelle Fig. 6.25 e 6.26.

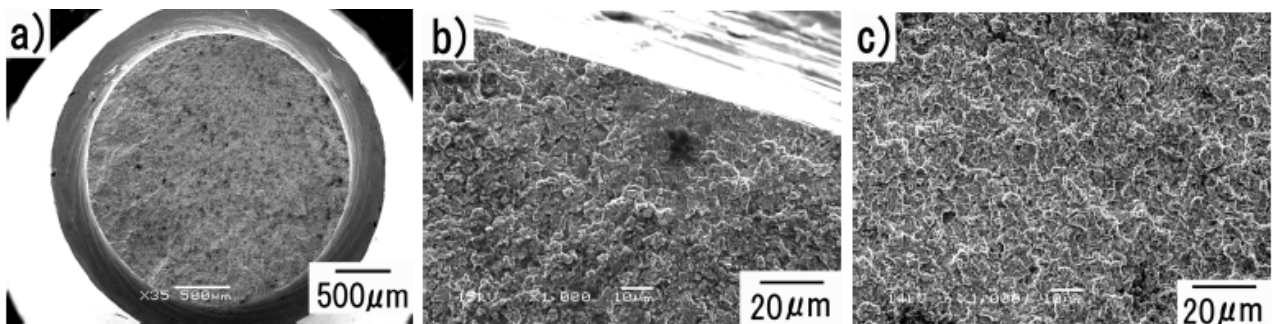


Fig.6.25 – Superficie di frattura di un provino intagliato non lucidato nella zona dell'intaglio. 800MPa $2,8 \times 10^5$ cicli. (a) macrografia (b) sito di innesco (c) 0,3 mm dall'innesco. [29]

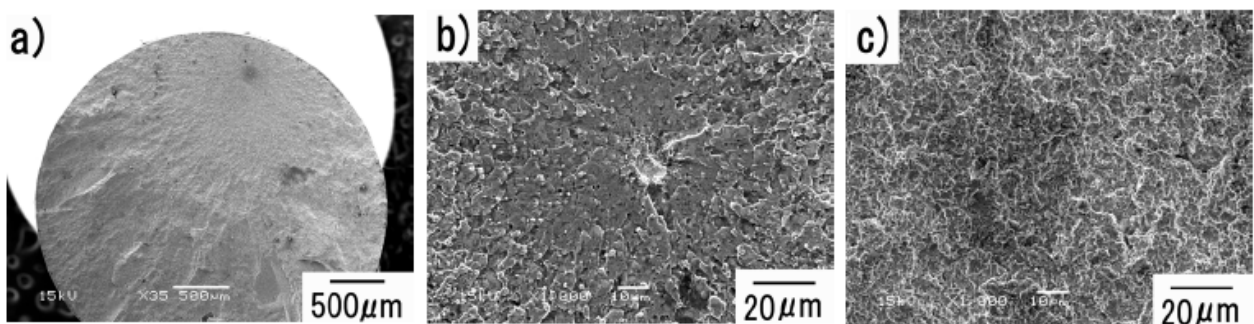


Fig.6.26 – Superficie di frattura del provino non intagliato. 800MPa $2,8 \times 10^9$ cicli. (a) macrografia (b) sito di innesco (c) 0,6 mm dall'innesco. [29]

6.4.4 Effetto di stati tensionali residui

Le lavorazioni meccaniche e i trattamenti termici e termochimici a cui vengono sottoposti i particolari meccanici introducono stati tensionali residui che influenzano notevolmente il comportamento meccanico del componente in utilizzo.

Gli stati tensionali residui possono avere un effetto positivo o negativo sulla vita a fatica del particolare a seconda che questi siano di compressione o di trazione.

Le tensioni residue di compressione hanno un effetto benefico in quanto rallentano e ostacolano la propagazione della cricca, a tal proposito vengono appositamente introdotti trattamenti meccanici superficiali quali la rullatura e lo shot-peening (pallinatura controllata).

Nello shot-peening e nella rullatura l'introduzione delle tensioni residue avviene mediante deformazione plastica secondo l'effetto contestuale di due fenomeni (Fig.6.27):

- 1) Allungamento degli strati superficiali causati dall'impronta dei pallini o dallo schiacciamento generato dal rullo
- 2) Plasticizzazione degli strati sub-superficiali per effetto della pressione hertziana

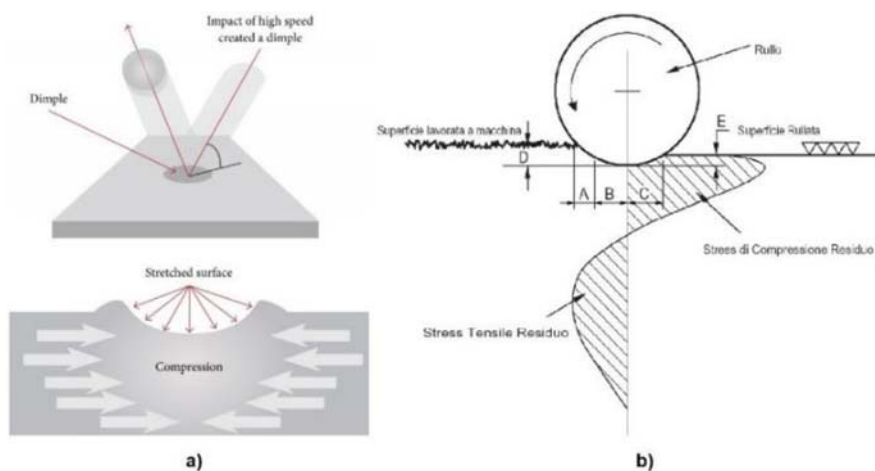


Fig.6.27 – Schema del trattamento di pallinatura (a) e di rullatura con relativo stato tensionale residuo (b).

Una volta eliminata la componente di carico che ha generato la plasticizzazione, il materiale recupera la componente elastica di deformazione, conservando uno stato tensionale residuo di compressione.

Il profilo di tensione ottenuto varia in funzione della profondità e generalmente il valore massimo di compressione non lo si ottiene in superficie ma ad una certa profondità.

Inoltre per l'equilibrio delle auto-tensioni esiste una distanza dalla superficie a cui queste si annullano ed oltre la quale diventano di trazione. Fig.6.28

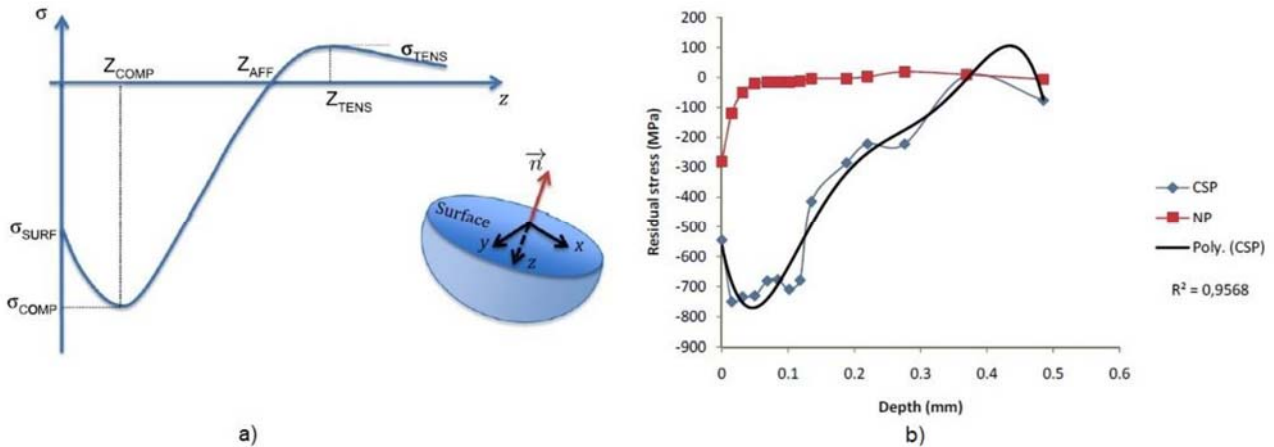


Fig. 6.28 Tipico di profilo di tensione residua di pallinatura (a); profili di tensione residua misurati su componente non pallinato (in rosso) e pallinato (blu) (b).

Un ulteriore effetto di questi trattamenti è l'incrudimento e aumento delle proprietà meccaniche degli strati più superficiali (i più critici nel fenomeno di fatica) compatibilmente con la capacità di incrudimento del materiale.

Le entità delle tensioni residue in superficie e delle massime compressioni dipendono, oltre che dai parametri di trattamento, dal limite elastico e dal modulo di elasticità del materiale, in quanto il processo è legato allo snervamento localizzato [31].

In generale, al crescere della durezza aumenta l'entità della compressione che è possibile introdurre: in acciai da utensili caratterizzati da durezza elevate è possibile ottenere profili con tensioni superficiali e di picco altissime, proporzionali all'altrettanto alto limite elastico.

A parità di materiale, lavorando sui parametri di pallinatura è possibile ottenere profili di forma diversa: all'aumentare della massima compressione si riduce la profondità deformata plasticamente.

Questo si traduce in un profilo molto accentuato e schiacciato verso la superficie.

In Fig.6.29 è schematizzato l'effetto positivo introdotto dalle tensioni residue di compressione, in quanto come si può notare, in un particolare sottoposto a momento flettente, la componente di compressione riduce il valore massimo della componente di trazione sulla superficie del pezzo.

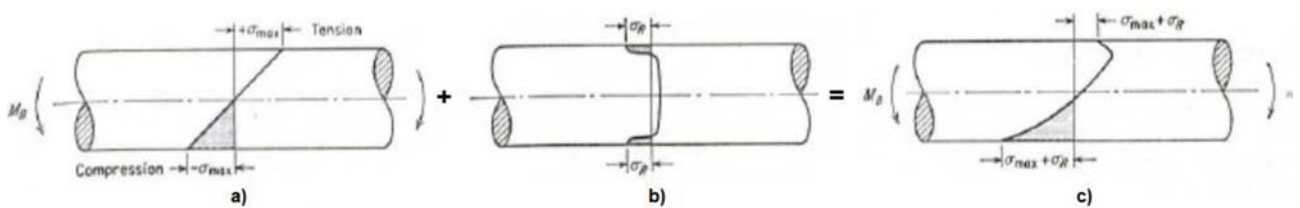


Fig.6.29 Effetto delle tensioni residue sullo stato tensionale: tensioni da momento flettente (a); tensioni residue da pallinatura (b); stato tensionale risultante (c).

Ciò si traduce in un ostacolo alla nucleazione e all'inizio della fase di propagazione di cricche nella zona più critica. Ne risulta che:

- In assenza di intagli, l'innesco di rottura ad alto numero di cicli (particella non metallica con ODA) si posiziona a profondità superiori, dove le tensioni residue di compressione diminuiscono in valore assoluto o cambiano segno. La probabilità di presenza di un difetto critico all'interno del volume viene complessivamente ridotta di conseguenza la rottura avviene a valori di sollecitazione nominale maggiore.

- In presenza di intagli, la rottura si innesca in superficie a causa dell'alta concentrazione degli sforzi ma si manifesta a carichi maggiori in quanto la compressione residua superficiale ostacola la nucleazione e propagazione. La cricca può propagare a partire da difetti superficiali connessi alla rugosità o in seguito a cedimenti plastici della matrice.

Dall'analisi frattografica si può osservare come, in questo caso, la zona di propagazione si sviluppi preferenzialmente in direzione circonferenziale e non radiale: a causa dell'elevato gradiente di tensione risultante negativo, la propagazione della cricca verso il cuore del componente viene impedita.

In particolari condizioni, questo può condurre anche alla formazione di una corona di propagazione lungo tutta la superficie del componente, circostante anche la regione di rottura di schianto come visibile in Fig. 6.30.

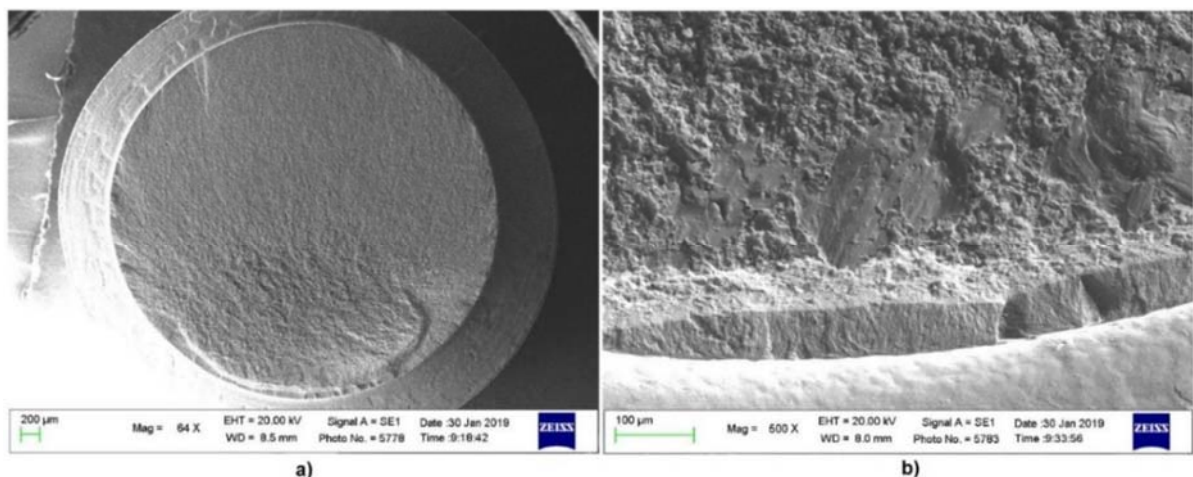


Fig.6.30 Provino in acciaio da utensile W360 intagliato e pallinato in cui la propagazione è avvenuta lungo tutta la superficie (a); dettaglio dell'anello di propagazione adiacente allo schianto (b).

Per quanto riguarda la pallinatura, l'efficacia del trattamento dipende dai parametri di processo di seguito elencati:

Tipologia di pallino → Influenzano l'intensità e la forma del profilo, generalmente si utilizzano pallini sferici di acciaio, vetro o ceramica, il parametro dimensionale caratteristico è il diametro e poiché nella pratica è impossibile disporre di pallini perfettamente uguali, si assume come diametro rappresentativo quello di maggior frequenza (80-85%).

Tale valore viene espresso in decimillesimi di pollice, ad esempio il pallino S170 è rappresentativo di un pallino in acciaio (Steel) di diametro pari a 0.0170".

I pallini sono disponibili in un ampio intervallo dimensionale e per quelli in acciaio hanno una durezza pari a 50-60 HRC.

E' comprensibile che un fattore determinante per la buona riuscita del trattamento è la forma che deve avere il pallino, in quanto forme non perfettamente sferiche potrebbero danneggiare il substrato trattato, favorendo inneschi di rottura.

A tal proposito è necessario predisporre la macchina pallinatrice con un sistema di separazione e selezione dei pallini in modo da utilizzare solo pallini di forma e dimensioni corrette.

L'intensità del picco di compressione ottenibile dipende dalle dimensioni del pallino, in genere pallini di piccole dimensioni consentono di ottenere picchi superficiali di entità molto consistente; pallini di dimensioni maggiori permettono di ottenere valori di compressione meno rilevanti ma picchi più larghi.

Copertura → parametro che misura l'estensione dell'area colpita dai pallini, è il rapporto % tra la superficie realmente improntata dai pallini e la superficie totale da pallinare.

Il controllo della copertura si effettua in corrispondenza dei punti critici, in relazione all'impiego del pezzo pallinato mediante osservazione con ingrandimento di 50X della superficie pallinata. E' fondamentale ottenere coperture prossime al 100%, o saturazione, affinché si possano rilevare miglioramenti nella vita a fatica di un componente.

Intensità di pallinatura → L'intensità è un parametro funzione della velocità, durezza, dimensioni e peso dei pallini e dell'angolo che forma la superficie pallinata con il flusso di proiettili incidenti.

E' la caratteristica utilizzata per valutare l'effetto del trattamento, essa viene prescritta in base alla natura del pezzo da trattare ed ai requisiti ad esso richiesti.

Le misure di intensità vengono condotte su una lamina ottenuta da nastro di acciaio AISI 1070, temprato e rinvenuto con durezza HRC di 44-45, chiamata "striscia Almen", che viene vincolata e pallinata per un tempo necessario per arrivare a saturazione.

Quando il campione viene rimosso dal vincolo, esso è deformato ed incurvato per effetto delle deformazioni plastiche superficiali.

La curvatura assunta dalla lamina in acciaio è una misura dell'intensità Almen, che viene espressa come freccia dell'arco che tale lamina forma.

Ci sono tre tipi di strisce Almen, utilizzate a seconda dell'intensità della pallinatura:

- 1) Tipo N : spessore → 0.76-0.81 mm
- 2) Tipo A : spessore → 1.27-1.32 mm
- 3) Tipo C : spessore → 2.36-2.41 mm

L'intensità Almen è l'altezza dell'arco di curvatura misurato con l'apposito comparatore.

I valori di intensità sono solitamente forniti centesimi di mm.

Angolo di impatto → l'angolo con cui i pallini impattano sul particolare può variare da 90° a 0°, la condizione di massima energia trasmessa si avrà con 90°.

Bibliografia

- [1] M. Guagliano, A. Ghidini, A. Moridi, S. M. Hassani-Gangaraj, and M. Boniardi, “The effect of nitriding, severe shot peening and their combination on the fatigue behavior and microstructure of a low-alloy steel,” *Int. J. Fatigue*, vol. 62, pp. 67–76, 2013.
- [2] Lampman S, “Introduction to Surface Hardening of Steels,” in *ASM Handbook, ASM International*, 1991, p. p 259–267.
- [3] G. A. Cibaldi C., *I criteri di scelta e trattamento degli acciai da costruzione e da utensili. Volume terzo: acciai da utensili*, 2009.
- [4] A. M. M. Serna, E. R. B. Jesus, E. Galego, L. G. Martinez, H. P. S. Corrêa and J. L. Rossi, “An Overview of the Microstructures Present in High-Speed Steel -Carbides Crystallography,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 530–5, pp. 48–52, 2006.
- [5] M. Pellizzari and A. Molinari, “Deep cryogenic treatment of cold work tool steel,” *Proc. 6th Int. Tool. Conf. 2002*, pp. 657–669, 2002.
- [6] and R. K. G. . Roberts, G. Krauss, *Tool Steels*. 1998.
- [7] and G. L. E. Pippel, J. Woltersdorf, G. Pöckl, “Microstructure and nanochemistry of carbide precipitates in high-speed steel S 6-5-2-5,” *Mater. Charact*, vol. 43, pp. 41–55, 1999.
- [8] C. Højerslev, *Tool steels*. 2001.
- [9] and S. K. K. Stiller, S. Karag, H. Andr, H. Fischmeister, K. Stiller, “SECONDARY HARDENING IN HIGH SPEED STEELS,” 1987.
- [10] M. S.J., “Powder Metallurgy Processing by Hot Isostatic Pressing,” *Powder Metall.*, vol. ASM Handbo, pp. 260–270, 2015.
- [11] L.Ceschini, *Dispense del corso di metallurgia meccanica*. .
- [12] V. Kazymyrovych, *Very high cycle fatigue of tool steels*. 2010.
- [13] K. Fukaura, Y. Yokoyama, D. Yokoi, N. Tsujii, and K. Ono, “Fatigue of cold-work tool steels: Effect of heat treatment and carbide morphology on fatigue crack formation, life, and fracture surface observations,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 35 A, no. 4, pp. 1289–1300, 2004.
- [14] F. Meurling, A. Melander, M. Tidesten, and L. Westin, “Influence of carbide and inclusion contents on the fatigue properties of high speed steels and tool steels,” *Int. J. Fatigue*, vol. 23, no. 3, pp. 215–224, 2001.
- [15] C. R. Sohar, A. Betzwar-Kotas, C. Gierl, B. Weiss, and H. Danninger, “PM tool steels push the edge in fatigue tests,” *Met. Powder Rep.*, vol. 64, no. 2, pp. 12-13,15-17, 2009.
- [16] C. R. Sohar, A. Betzwar-Kotas, C. Gierl, B. Weiss, and H. Danninger, “Gigacycle fatigue behavior of a high chromium alloyed cold work tool steel,” *Int. J. Fatigue*, vol. 30, no. 7, pp. 1137–1149, 2008.
- [17] V. Kazymyrovych, J. Bergström, and C. Burman, “The significance of crack initiation stage in very high cycle fatigue of steels,” *Steel Res. Int.*, vol. 81, no. 4, pp. 308–314, 2010.
- [18] Y. Akiniwa, N. Miyamoto, H. Tsuru, and K. Tanaka, “Notch effect on fatigue strength reduction of bearing steel in the very high cycle regime,” *Int. J. Fatigue*, vol. 28, no. 11, pp. 1555–1565, 2006.
- [19] Murakami Y, “Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions,” *Met. Fatigue*, 2002.
- [20] V. Kazymyrovych, *Very high cycle fatigue of high performance steels*. 2008.
- [21] C. R. Sohar, A. Betzwar-Kotas, C. Gierl, B. Weiss, and H. Danninger, “Fractographic evaluation of gigacycle fatigue crack nucleation and propagation of a high Cr alloyed cold work tool steel,” *Int. J. Fatigue*, vol. 30, no. 12, pp. 2191–2199, 2008.
- [22] Beiss P, “Properties of Powder Metallurgy Tool Steels,” *ASM Handbook, ASM Int.*, vol. Powder Met, pp. 491–514, 2015.
- [23] V. Kazymyrovych, *Very high cycle fatigue of engineering materials - A literature review*. 2009.
- [24] K. Shiozawa, Y. Morii, S. Nishino, and L. Lu, “Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime,” *Int. J. Fatigue*, vol. 28,

- no. 11, pp. 1521–1532, 2006.
- [25] Y. Murakami and Y. Yamashita, “Prediction of life and scatter of fatigue failure originated at nonmetallic inclusions,” *Procedia Eng.*, vol. 74, pp. 6–11, 2014.
- [26] Y. Murakami, “Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels,” pp. 581–590, 1999.
- [27] M. D. Chapetti, T. Tagawa, and T. Miyata, “Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part I: Review and analysis of the mechanism of failure,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 356, no. 1–2, pp. 227–235, 2003.
- [28] A. Roiko and Y. Murakami, “A design approach for components in ultralong fatigue life with step loading,” *Int. J. Fatigue*, vol. 41, pp. 140–149, 2012.
- [29] C. Rebecca, “INVESTIGATION ON FATIGUE CRACK GROWTH AND HYDROGEN EMBRITTLEMENT ON PIPELINE STEELS.”
- [30] H. S.] Ebara R., Nakamura K., Ogura A., Ishihara Y, “Giga-cycle fatigue behaviour of powdered high speed steel,” *Key Eng. Mater.*, pp. 452-453 749-752, 2011.
- [31] D. Gallitelli et al, “Computational simulation of manufacturing processes Simulation of shot peening: From process parameters to residual stress fields in a structure Donato,” *Comptes Rendus Mec*, vol. 344, pp. 355–374, 2016.

PARTE SPERIMENTALE

Caratterizzazione meccanica di acciai ultra-altoresistenziali per la realizzazione di alberi a camme e alberi motore

7.1 Introduzione

Lo scopo della presente attività è valutare la possibilità di realizzare alberi a camme e alberi motore utilizzando acciai ultra-altoresistenziali normalmente non utilizzati per impieghi strutturali.

Tale soluzione innovativa deve essere in grado di sostituire la soluzione “classica” che prevede l’impiego di un acciaio da nitrurazione GKHW attualmente impiegato, in particolare l’attività si è focalizzata sullo studio sul comportamento a fatica di questi acciai in presenza di intaglio geometrico e dopo applicazione di un trattamento meccanico di pallinatura controllata, in grado di incrementare lo stato di tensioni residue di compressione del particolare.

L’interesse nella valutazione del limite di fatica con intaglio risiede nella presenza diffusa negli organi di macchine d’intagli ed altri elementi geometrici di concentrazione delle tensioni, quali fori, filettature, gole e spallamenti. Questi elementi localizzano e intensificano lo stato tensionale condizionando i meccanismi di cedimento a fatica e i livelli di sollecitazione a cui si verifica la rottura. Lo studio dell’effetto della pallinatura sul comportamento a fatica, invece, è legato al fatto che questo processo è ampiamente utilizzato industrialmente per migliorare il comportamento a fatica dei componenti meccanici.

7.2 Composizioni chimiche e processi produttivi

Gli acciai considerati nella seguente sperimentazioni appartengono tutti alla categoria degli acciai da utensili, in particolare sono stati considerati acciai ottenuti mediante metallurgia delle polveri (K890, ASP2017) e un acciaio ottenuto mediante processo siderurgico tradizionale di rifusione sotto elettroscoria ESR (GKHW).

La composizione chimica nominale dei materiali considerati è visibile in tabella 7.1.

Acciaio	C	Si	Cr	Mo	V	W	Co	Nb	Produttore	Tecnologia
K890	0.85	0.55	4.35	2.80	2.10	2.55	4.50	-	Bohler	PM (Microclean)
ASP2017	0.80	-	4.00	3.00	1.00	3.00	8.00	1.00	Erasteel	PM (Dvalin)
GKHW	0.30	-	3.00	1.00	0.20	-	-	-	AubertDuval	ESR

Tabella 7.1 - Composizione chimica % nominale in peso degli acciai considerati.

7.3 Trattamenti termici, termochimici e meccanici

Gli acciai da utensili considerati sono stati sottoposti a cicli di trattamento termico in vuoto con fasi di rinvenimenti multiple, al fine di massimizzare le caratteristiche meccaniche ed evitare problematiche correlate a cricche da tempra e distorsioni geometriche dovute a rilascio di tensioni residue.

Per quanto riguarda l'acciaio da nitrurazione GKHW, invece, è stato applicato un trattamento di bonifica tradizionale con tempra in olio e successivo trattamento di nitrurazione gassosa.

I cicli di trattamento termico ed i trattamenti di pallinatura applicati sono stati ottimizzati in Ducati. I dati relativi ai vari cicli applicati e le caratteristiche meccaniche ottenibili sono riportati nelle tabelle 7.2-7.4

Il ciclo di pallinatura eseguito su tutti gli acciai è designato come “UFS 70/8-10N-200%”, la cui sigla indica:

- tipologia di media utilizzato: pallino in acciaio Ultra Fine Shots 70
- intensità di pallinatura: 8-10 N
- copertura: 200%

K890	
Trattamento termico	<ul style="list-style-type: none"> - Preriscaldamento a 650°C - Preriscaldamento a 850°C - Austenitizzazione in vuoto a 1100-1150°C per 20 min. - Tempra in pressione di N₂ (p=5 bar) - Triplo rinvenimento in forno sotto-vuoto con raffreddamento in pressione di N₂ a 520-540°C
Proprietà meccaniche previste	<p>Durezza: 780-820 HV30</p> <p>Resistenza a trazione: 2600-2750 MPa</p> <p>Resistenza a snervamento: 2300-2400 MPa</p> <p>Allungamento a rottura: 2,0% min.</p>
Pallinatura	UFS 70/8-10N/200%.

Tabella 7.2 - Dati dei trattamenti termici e proprietà meccaniche previste per l'acciaio K890

ASP 2017	
Trattamento Termico	<ul style="list-style-type: none"> - Preriscaldamento a 650°C - Preriscaldamento a 850°C - Austenitizzazione in vuoto a 1070-1100°C per 20 min. - Tempra in pressione di N₂ (p=5 bar) - Triplo rinvenimento in forno sotto-vuoto con raffreddamento in pressione di N₂ a 540-560°C
Proprietà meccaniche previste	<p>Durezza: 780-820 HV30</p> <p>Resistenza a trazione: 2650-2800 MPa</p> <p>Resistenza a snervamento: 2350-2450 MPa</p> <p>Allungamento a rottura: 2,0% min.</p>
Pallinatura	UFS 70/8-10N/200%.

Tabella 7.3 - Dati dei trattamenti termici e proprietà meccaniche previste per l'acciaio ASP2017

GKHW	
Trattamento termico	<ul style="list-style-type: none"> - Bonifica: tempra in emulsione d'olio addizionato con glicoli a 900-925°C e rinvenimento a 600°C - Trattamento di nitrurazione gassosa a 520-530°C per 100h
Proprietà superficiali previste	<p>Profondità efficace di nitrurazione: 0,5 mm min.</p> <p>Durezza superficiale: 900 HV1 min.</p> <p>Spessore coltre bianca: 0,02-0,03 mm</p>
Proprietà meccaniche a cuore previste	<p>Durezza: 380-414 HBW</p> <p>Resistenza a trazione: 1200-1350 MPa</p> <p>Resistenza a snervamento: 1000-1100 MPa</p> <p>Allungamento a rottura: 10-12%</p>
Pallinatura	UFS 70/8-10N/200%.

Tabella 7.4 - Dati dei trattamenti termici e proprietà meccaniche previste per l'acciaio GKHW

7.4 Tecniche di analisi impiegate

L'attività in oggetto è stata svolta mediante l'impiego di diverse tecniche di caratterizzazione, in particolare la caratterizzazione meccanica è stata effettuata mediante l'esecuzione delle seguenti prove:

- Prove di durezza Vickers in accordo alla norma ISO 6507-1 con carichi di 1kg per il rilevamento dei profili dell'acciaio nitrurato GKHW e 30 Kg per la valutazione della durezza di bulk di tutti gli acciai testati.
- Prove di trazione condotte su una macchina idraulica a due colonne con controllo sul rateo di carico in accordo alla normativa ISO 6892
- Prove di tenacità a frattura su una macchina idraulica a due colonne in accordo alla normativa ASTM E399 per la determinazione di K_{Ic}
- Prove di fatica su una macchina per prove di flessione rotante a quattro punti in accordo alla norma ISO 12107:2003.

Dopo preparativa metallografica dei campioni in accordo alle norme ASTM E3 ed ASTM E407:2007, sono state inoltre condotte analisi microstrutturali mediante:

- Microscopia ottica metallografica (OM) tramite microscopio Zeiss Axio;
- Microscopia Elettronica in Scansione (SEM) tramite microscopio Zeiss EVO MA 50
- Analisi XRD in accordo alla norma ASTM E-975-13 per la determinazione dell'austenite residua utilizzando un diffrattometro Philips PW1710 (radiazione Co con 35KV e 30 mA e filtro Fe)

Sono poi state eseguite ulteriori analisi di caratterizzazione quali:

- Analisi di composizione chimica tramite GDO-ES Spectruma GDA 650 HR Analyser in accordo alla norma ISO 14707
- Analisi di tensione residua (misure superficiali e profili) tramite diffrattometro a raggi X GNR Stress-X con radiazione Cr $K\alpha$, angolo di diffrazione fra -45° e 45° , superficie irradiata di 1mm^2 e metodo $\sin^2\psi$
- Analisi frattografiche tramite microscopio ottico multifocale Hirox ed elettronico SEM Zeiss EVO MA 50.

Capitolo 8

Risultati e discussione

Vengono qui riportati e discussi i risultati dell'analisi sperimentale condotta sugli acciai oggetto della sperimentazione.

8.1 Analisi chimica

La composizione chimica degli acciai considerati è stata determinata mediante spettroscopia ottica a emissione (OES).

In Tabella 8.1 sono riportati i risultati dell'analisi chimica che evidenzia che la composizione chimica rilevata è in linea alla composizione chimica nominale dichiarata dal fornitore della materia prima.

Materiale	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Co	Mo	V	W	Nb
K890	0.81	0.356	0.597	0.0144	0.0144	4.261	0.229	3.983	3.031	2.347	2.441	-
ASP2017	0.85	0.176	0.656	0.0193	0.004	3.782	0.274	5.937	2.952	1.311	3.005	1.008
GKHW	0.32	0.543	0.266	0.013	0.011	2.839	0.101	0.078	0.931	0.292	-	-

Tabella 8.1- Composizione chimica media % in peso ottenuta tramite GDO-ES

8.2 Caratterizzazione microstrutturale

I provini destinati alle prove meccaniche non appartenevano a lotti omogenei a livello di trattamento termico, alcuni campioni sacrificali sono stati quindi destinati alla caratterizzazione microstrutturale, in particolare sono state effettuate le seguenti valutazioni:

- Misure di diffrazione di raggi X per determinare il contenuto di austenite residua
 - Analisi in sezione al microscopio ottico e al microscopio elettronico a scansione SEM.
- Il microscopio ottico è stato utilizzato per analizzare la microstruttura dei vari acciai previo attacco metallografico (Nital 2). Il microscopio a scansione, invece, è stato impiegato per valutare il contenuto di carburi.

8.2.1 Analisi dell'austenite residua mediante diffrattometria a raggi X

La misura dell'austenite residua è un'analisi importante per valutare la qualità degli acciai da utensili e per applicazioni speciali. In questo studio la determinazione del contenuto di austenite residua è stato fatto mediante diffrazione di raggi X che consente di individuare l'entità dell'austenite residua mediante il calcolo dell'area sottesa da ben determinati picchi di diffrazione.

La normativa a cui la tecnica fa riferimento è l'ASTM E-975-13.

La Tabella 8.2 riporta alcuni dati tecnici inerenti la prova:

Strumentazione usata :	Diffratometro Philips PW1710 gestito dal software X'Pert HighScore Plus v. 2.2.0. Generazione di raggi X mediante anticatodo di Co ($K_{\alpha 1}=1.78901\text{\AA}$) con tensione di 35kV e corrente di 30mA, filtro di Fe per la soppressione della K_{β} .
Taratura :	Cu ($K_{\alpha 1}=1.5405\text{\AA}$), 0.005 2 θ /s, 10s Standard Reference Material (Si). Ref. 00-027-1402 quality star (S)
Geometria del campione :	Piano parallela.
Modalità di conduzione della prova:	1) Scansioni preliminari nell' intervallo 2 θ (30÷130), a velocità > 0.5 2 θ /min. 2) Scansione finale nell'intervallo 2 θ (45÷105) a velocità < 0.5 2 θ /min per la determinazione delle intensità integrate dei picchi (area del picco sottratta dalla linea di base) $\gamma(200), \gamma(220)$ dell'austenite e $\alpha(200), \alpha(211)$ della martensite per l'applicazione dell'equazione (1).
Presenza di fasi interferenti:	Presenza di elementi di lega >15%wt che alterano le intensità relative dei picchi di austenite e martensite.

Tabella 8.2- Informazioni tecniche relative alla prova per la determinazione dell'austenite residua.

L'identificazione dei picchi da uno spettro XRD avviene per sovrapposizione visiva degli stessi con uno spettro di riferimento. Molti dei picchi di diffrazione, in particolare quelli ottenuti da materiali metallici, sono stati raccolti in data-base.

Calcolate le aree dei picchi sottratte dalle linee di base, la frazione volumetrica di austenite residua (dedotta calcolando l'intensità integrata dei picchi) è valutabile attraverso la formula (1):

$$V_{\gamma} = \left(\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q I_{\gamma j} / R_{\gamma j} \right) / \left[\left(\frac{1}{p} \sum_{i=1}^p I_{\alpha i} / R_{\alpha i} \right) + \left(\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q I_{\gamma j} / R_{\gamma j} \right) \right] \quad (1)$$

dove:

α : martensite;

γ : austenite;

I: intensità integrata del picco;

R: parametro proporzionale ad I (ricavabile da manuali);

q,p: picchi di diffrazione scelti per l'analisi;

V_{α} : frazione volumetrica di martensite;

V_{γ} : frazione volumetrica di austenite.

Applicando la formula non viene considerata la presenza di eventuali carburi, ma l'errore che si commette è trascurabile anche considerando la frazione volumetrica da essi occupata.

Utilizzando un catodo di Co i picchi di maggiore interesse sono:

- Picco (200) dell'Austenite
- Picco (200) della Martensite
- Picco (220) dell'Austenite
- Picco (211) della Martensite
- Picco (311) dell'Austenite

In Fig.8.1-8.3 sono riportati gli spettri XRD degli acciai analizzati.

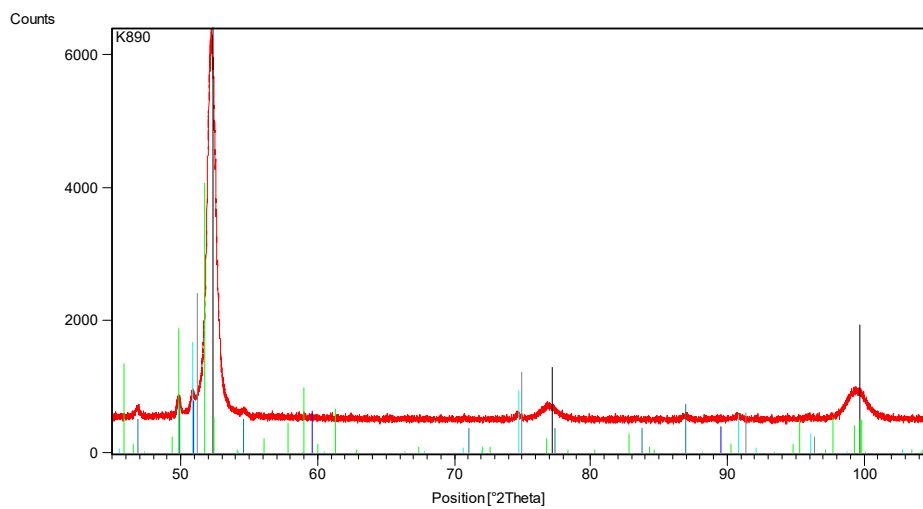


Fig.8.1 - Spettro XRD dell'acciaio K890

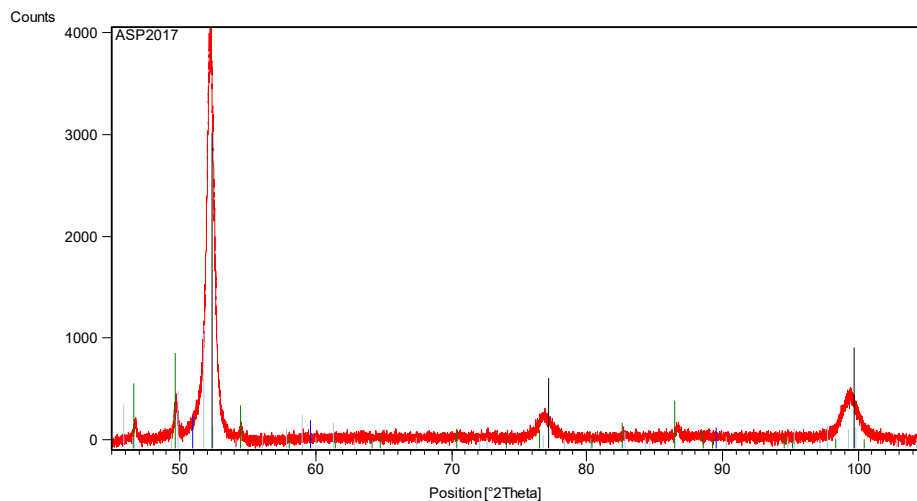


Fig.8.2 - Spettro XRD dell'acciaio ASP2017

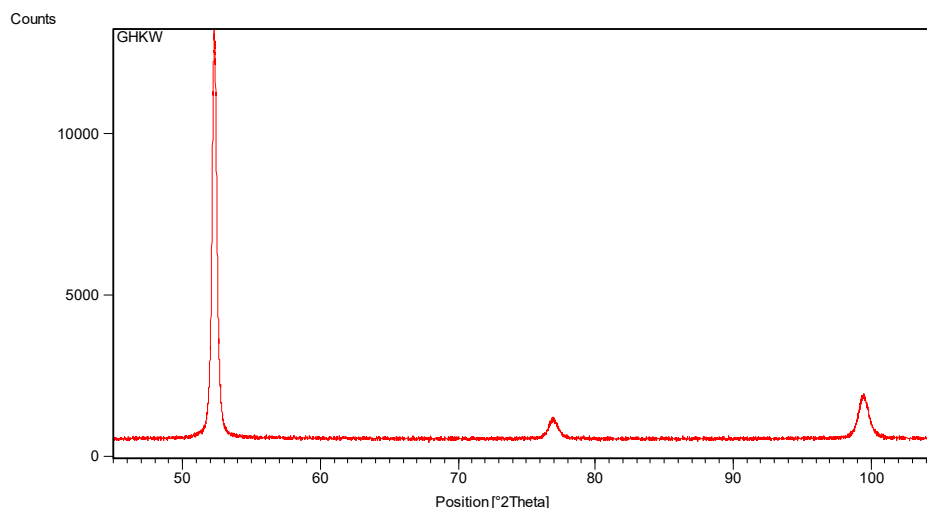


Fig.8.3 - Spettro XRD dell'acciaio GHKW

I risultati ottenuti dalle analisi di tutti gli acciai sono riportati in Tabella 8.3.

Considerando che il limite di risoluzione dello strumento è dello 0.5%, dai dati riportati si può affermare che l'unico acciaio sul quale è stato rilevato un tenore minimo di austenite residua è ASP2017, tale valore non è comunque indicativo di problematiche di trattamento termico.

Nella pratica comune vengono ritenuti accettabili valori di austenite residua <10%.

Materiali	% Austenite residua
ASP2017	0.5
K890	(*)
GHKW	(*)

Tabella 8.3 - Risultati analisi austenite residua. (*) I picchi relativi all'austenite non si discostano dalla linea di base quindi il tenore di austenite residua è da ritenersi inferiore al limite di rilevabilità della tecnica (0.5%).

8.2.2 Analisi microstrutturale in sezione

Le microstrutture dei vari acciai utilizzati sono mostrate nelle immagini di Fig.8.4, tali immagini sono state ottenute osservando campioni inglobati e attaccati con Nital 2; utilizzando un microscopio ottico con un ingrandimento 500X.

Le metallografie dell'ASP2017 e del K890 (Fig.8.4 a e b) mostrano una microstruttura molto fine in cui i carburi primari, di forma tondeggianti, sono distribuiti in modo omogeneo all'interno della matrice di martensite rinvenuta.

Da notare come negli acciai ottenuti mediante metallurgia delle polveri la microstruttura appaia molto omogenea con totale assenza di struttura a bande dovuta a segregazioni.

Non sono visibili le caratteristiche lamelle martensitiche, essendo la risoluzione del microscopio ottico insufficiente per l'osservazione di una microstruttura estremamente fine come quella presente in tali acciai.

La struttura a cuore del GHKW (Fig. 8.4c) risulta essere costituita da martensite rinvenuta.

Superficialmente, nel provino di fatica non intagliato in acciaio GHKW nitruato Fig. 8.5, è ben visibile la zona di diffusione generatasi a seguito del trattamento di nitrurazione gassosa Fig.8.5a.

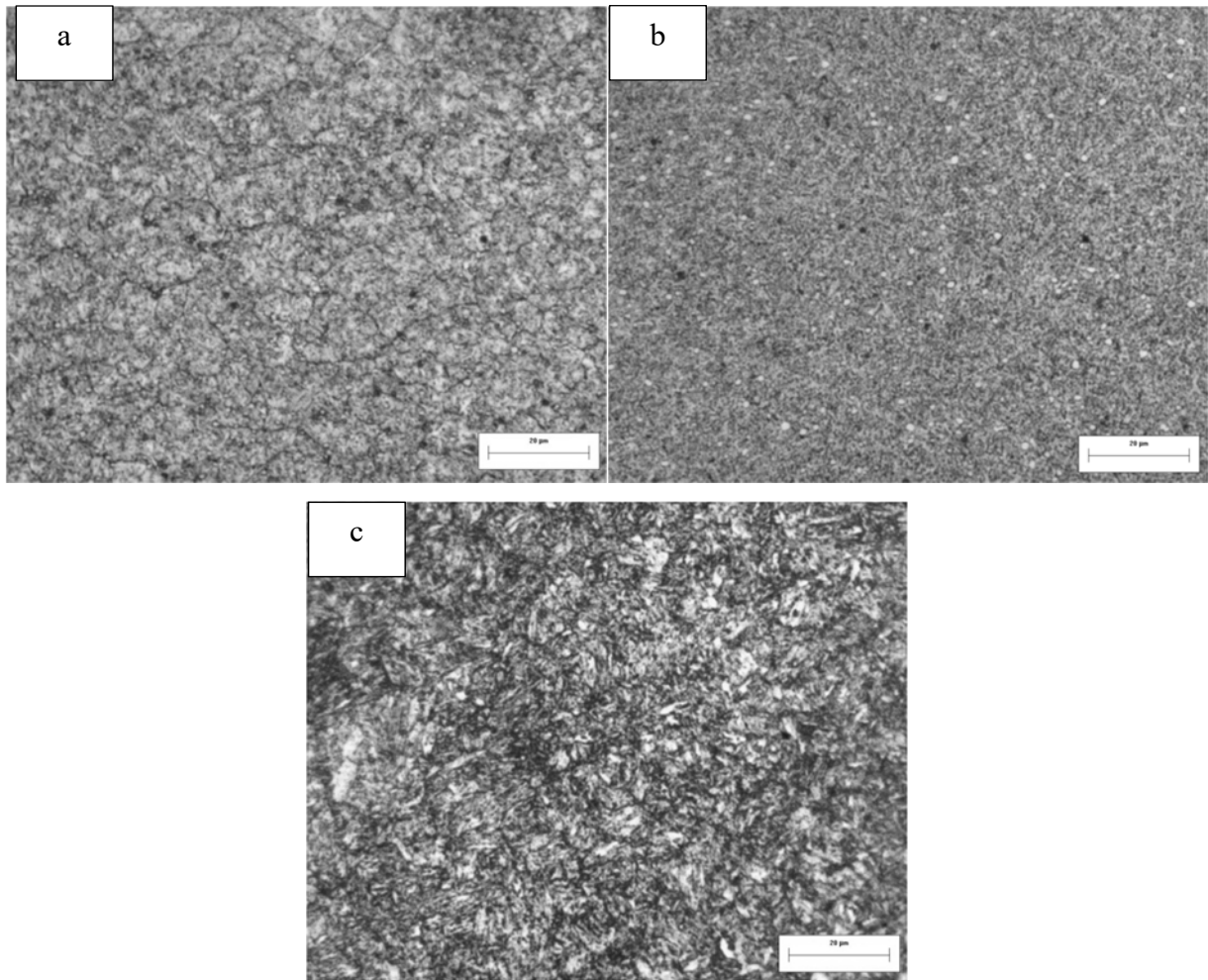


Fig.8.4 - Immagini delle microstrutture in microscopia ottica con ingrandimento 500x, dopo attacco con Nital 2: a) K890; b) ASP2017 c) GKHw a cuore

Confrontando la microstruttura riscontrata sul provino di fatica intagliato si nota come in zona di fondo intaglio sia evidente un deficit di diffusione causato dalla geometria locale del provino. Fig.8.5b

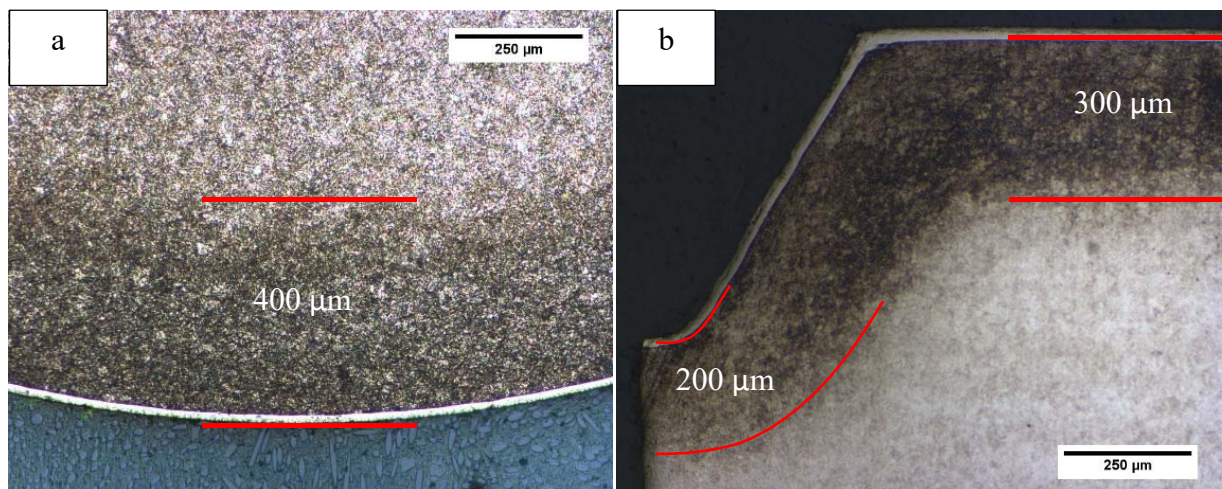


Fig.8.5 - Immagini in microscopia ottica ritraenti lo strato di diffusione dei provini nitrurati in GKHw: a) provino liscio; b) provino intagliato con evidenti variazioni dello spessore efficace

8.2.3 Analisi carburi primari

L'osservazione dei campioni attraverso la microscopia elettronica a scansione (SEM) ha permesso di valutare la presenza di carburi primari dispersi negli acciai K890 e ASP2017 e tramite l'analisi SEM-EDS (Energy Dispersive Spectrometry) stabilirne la composizione chimica. In figura 8.6 sono riportate le immagini al SEM dei diversi acciai.

Nei due acciai da utensili considerati prodotti attraverso la metallurgia delle polveri (immagini 8.6 a,b,c,d) sono presenti carburi primari di ridotte dimensioni uniformemente distribuiti nella matrice martensitica, di forma prevalentemente tondeggianti. Fig.8.6 a-d

L'acciaio GKHW, invece, in virtù della sua composizione risulta privo di carburi. Fig.8.6 e,f.

La dimensione media dei carburi e la loro distribuzione percentuale è stata valutata mediante tecniche di analisi di immagine. A tale scopo sono state scattate, utilizzando elettroni retrodiffusi (BSD), 10 immagini nella sezione del campione per ogni acciaio. La misura ha riguardato le dimensioni medie e la frazione percentuale. Nelle figure da 8.7 a 8.9 sono riportati esempi di immagini SEM e spettri EDS dei carburi esaminati e nelle tabelle da 8.4 a 8.5 sono raccolti i risultati ottenuti dalle analisi effettuate.

In riferimento alla bibliografia pubblicata su questi acciai, i tipici carburi primari che si ritrovano sono di tipo M_6C e MC che vengono indicate come stechiometrie più stabili [1].

Carburi di tipo M_6C sono stati ritrovati negli acciai ASP2017 e K890 (nelle immagini SEM con elettroni retrodiffusi sono di colorazione molto chiara a prova del maggiore peso atomico).

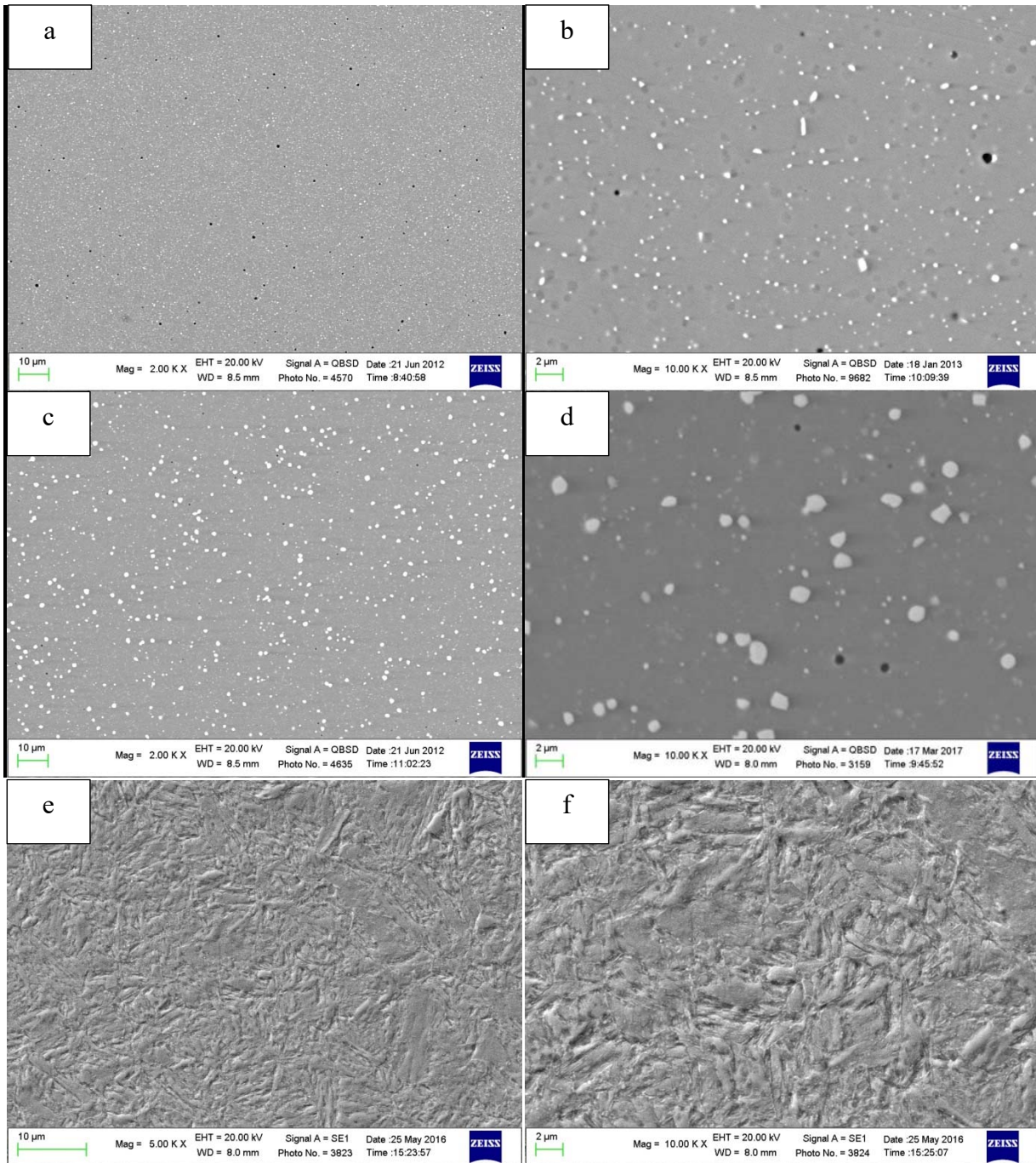


Fig.8.6– Immagini in microscopia elettronica della microstruttura a cuore degli acciai testati: a,b) K890; c,d) ASP2017; e,f) GKHW (dopo attacco tramite Nital2).

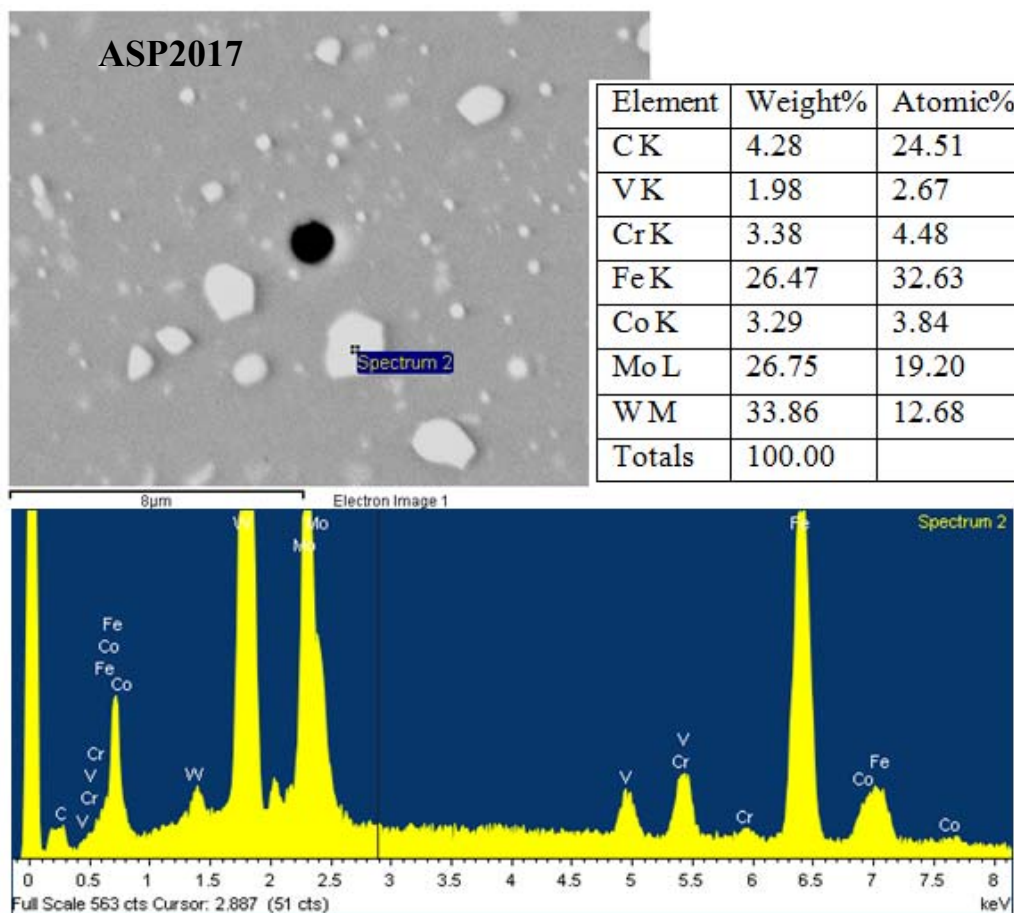


Fig.8.7 - Immagine SEM e spettro EDS di un carburo presente nell'acciaio ASP2017

Conteggio carburi ASP2017				
N° immagine	Area media (µm ²)	Area tot carburi (µm ²)	Area totale (µm ²)	Area percentuale occupata dai Carburi (%)
1	0,93	552,5	18900	2,9
2	0,93	552,6	18900	2,9
3	0,93	587,5	18900	3,1
4	0,94	609,7	18900	3,2
5	0,97	583,5	18900	3,1
6	0,98	595,1	18900	3,1
7	0,94	612,8	18900	3,2
8	0,96	632,6	18900	3,3
9	0,94	598,1	18900	3,2
10	1,00	661,7	18900	3,5
Media	0,95	/	/	3,2
Dev.std	0,02	/	/	0,18

Tabella 8.4 - Valutazione dei carburi dell'ASP2017 tramite analisi d'immagine.

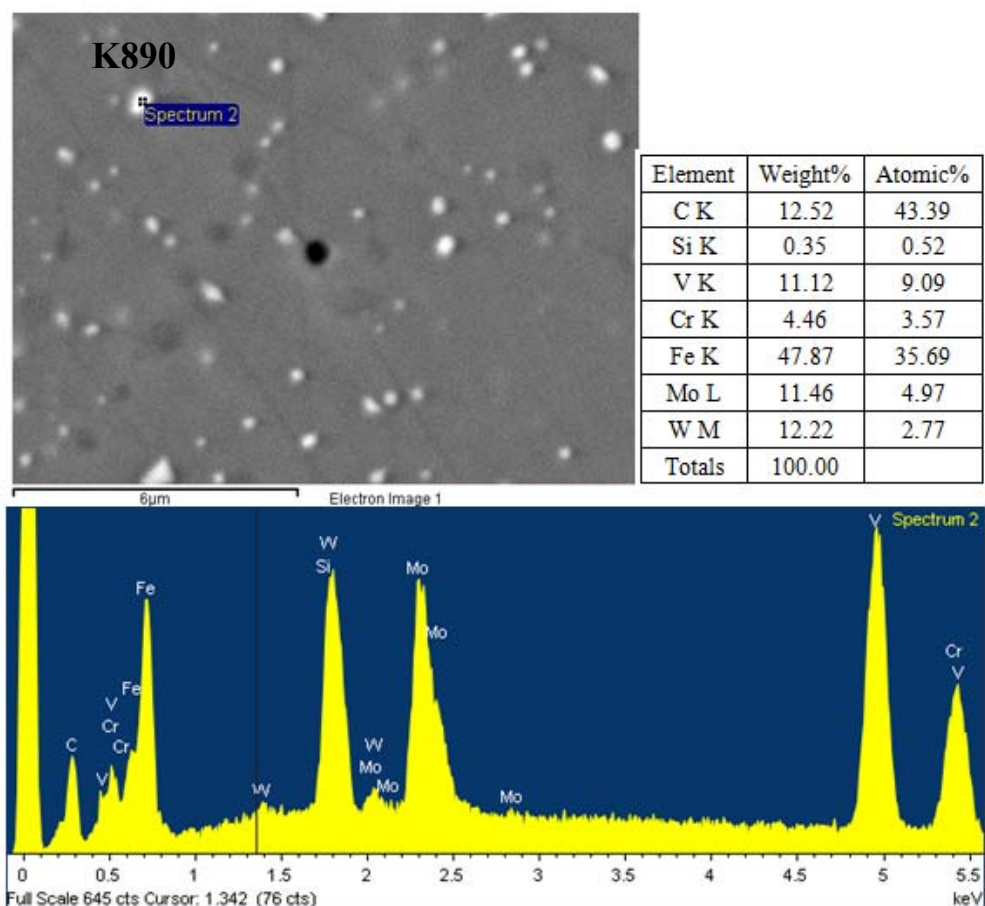


Figura 8.8 - Immagine SEM e spettro EDS del carburo Cr-V-Mo-W dell'acciaio K890.

Conteggio carburi Cr-V-Mo-W dell'acciaio K890				
N° immagine	Area media (µm ²)	Area tot carburi (µm ²)	Area totale (µm ²)	Area percentuale occupata dai Carburi (%)
1	0,092	41,1	970	4,2
2	0,087	49,06	970	5,1
3	0,053	26,8	970	2,8
4	0,068	59,1	970	6,1
5	0,085	52,3	970	5,4
6	0,069	44,2	970	4,6
7	0,078	43,0	970	4,4
8	0,077	49,4	970	5,1
9	0,079	55,6	970	5,7
10	0,079	47,2	970	4,9
Media	0,077	/	/	4,8
Dev.std	0,011	/	/	0,92

Tabella 8.5 - Valutazione dei carburi Cr-V-Mo-W del K890 tramite analisi d'immagine

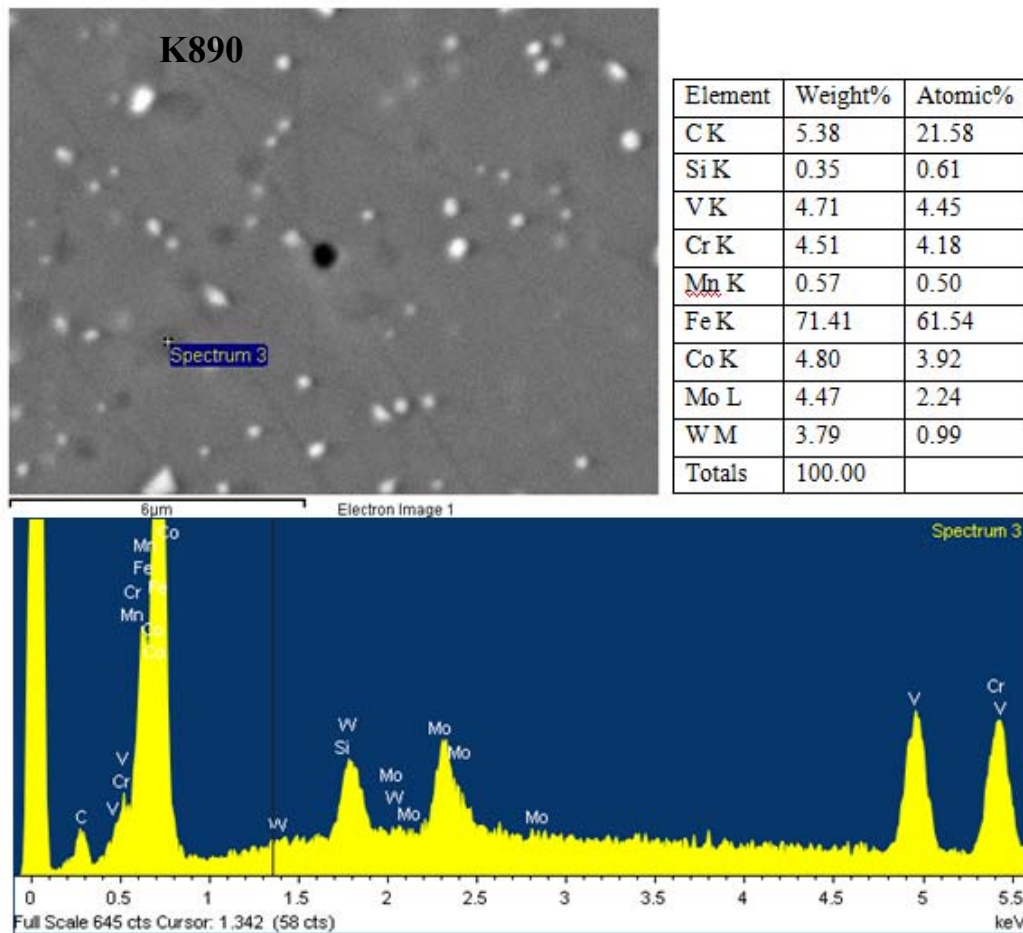


Fig.8.9 - Immagine SEM e spettro EDS del carburo Co-Cr-V-Mo-W dell'acciaio K890.

I risultati ottenuti per i 2 acciai da utensile considerati, sono riassunti nei grafici di Fig.8.10 e 8.11. Il primo istogramma (Fig.8.10) indica le percentuali di carburi presenti in ogni acciaio mentre il secondo (Fig. 8.11) mostra la distribuzione delle dimensioni dei carburi.

Con un simile tenore di di alliganti (attorno al 17-20%), gli acciai ASP2017 e K890 ostrano una simile frazione di carburi (Figura 8.10).

Una possibile spiegazione della ridotta frazione di carburi primari dell'acciaio ASP2017 rispetto all'acciaio K890 è quella che ipotizza una maggiore frazione di elementi in soluzione nella matrice e dunque coinvolti nella precipitazione di carburi secondari (parzialmente osservabili a causa delle loro ridotte dimensioni).

Considerando le dimensioni medie dei carburi primari, come si vede dalla tabella 8.5 e dal grafico di Fig.8.11, l'acciaio K890 mostra comunque in assoluto i valori più bassi (mediamente di dimensione inferiore di un ordine di grandezza).

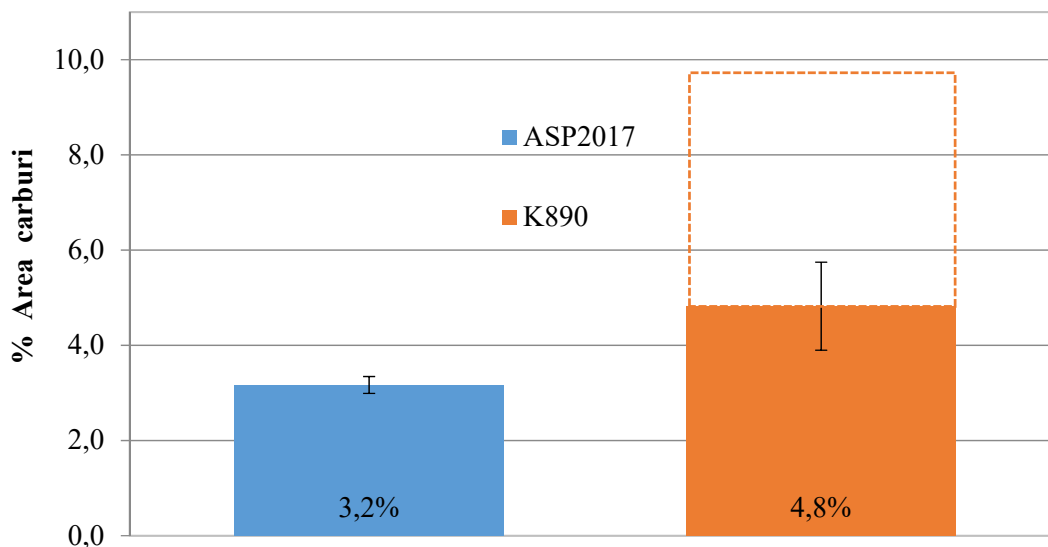


Fig.8.10 – Percentuale di carburi primari nell'ASP2017 e K890 (tratteggiato il quantitativo di carburi contenenti Co)

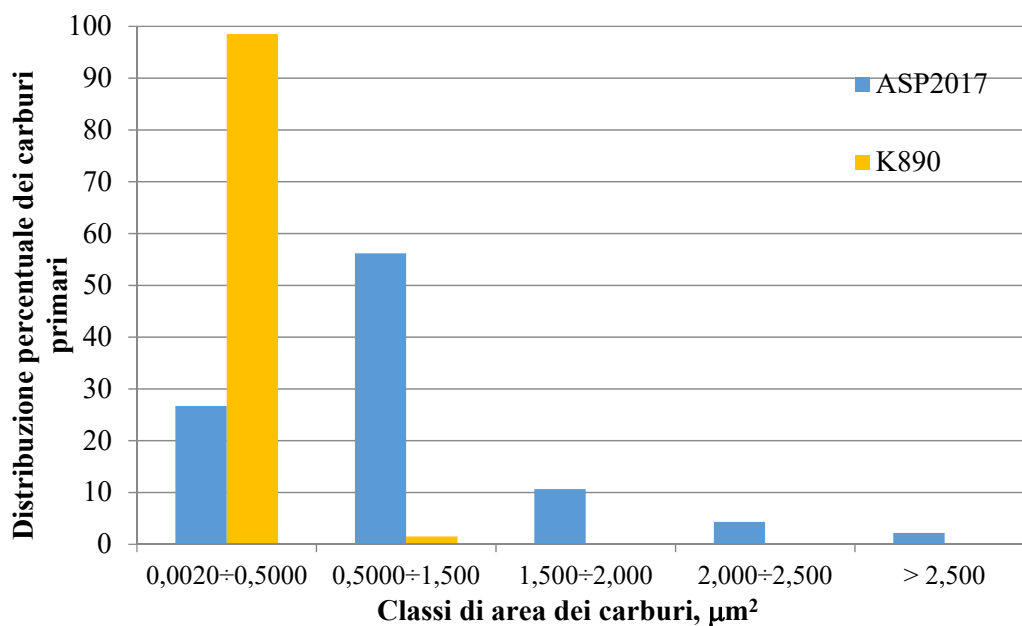


Fig.8.11 – Distribuzione dimensionale dei carburi negli acciai K890 e ASP2017

9.0 Caratterizzazione meccanica

Gli acciai oggetto di indagine sono stati sottoposti a prove durometriche, di trazione, fatica e di tenacità alla frattura al fine di effettuare una caratterizzazione meccanica completa.

9.1 Esame della durezza

Sugli acciai oggetto della sperimentazione sono state eseguite prove di durezza Vickers. La prova, definita dalla norma ISO 6507-1, è stata eseguita applicando un carico di 30 kg per 15s, andando poi a determinare tramite analisi di immagine le diagonali dell'impronta lasciata dal penetratore. La durezza Vickers è proporzionale al rapporto tra il carico di prova e la superficie dell'impronta, ed è calcolabile attraverso la seguente relazione:

$$HV = 0,1891 \frac{F}{d^2}$$

dove :

F – carico nominale in N;

d – media aritmetica delle diagonali dell'impronta.

Nel nostro caso in esame, avendo eseguito la quasi totalità delle prove su campioni cilindrici di trazione e di fatica, è stato applicato un fattore correttivo (indicato in normativa) funzione del rapporto tra il valore medio della diagonale dell'impronta ed il diametro del provino cilindrico e l'angolazione delle diagonali rispetto all'asse del campione.

I risultati ottenuti sono riportati in tabella 9.1.

Durezza HV30							
Provini							
		Trazione		K _{IC}		Fatica	
		Media	Dev.st	Media	Dev.st	Media	Dev.st.
Materiale	ASP2017	806	7	780	13	804	6
	K890	747	10	793	7	780	12
	GKHW(B)	426	7	443	17	387	5
	GKHW(N)	/	/	/	/	955	12

Tabella 9.1- Risultati prove di durezza HV30 (B bonificato; N nitrurato); Non sono stati forniti provini in GKHW nitrurato per i test di trazione e K_{IC}.

Le medie qui riportate sono state realizzate eseguendo 4 prove su ogni provino. Il numero di provini testati per ogni acciaio è funzione del tipo di prova: 3 provini di K_{IC}, 4 provini di trazione, 15 provini di fatica. I valori di durezza ottenuti per i diversi materiali sono coerenti fra loro ma spesso diversi fra loro al variare del lotto di produzione. Si è notato ad esempio che i provini di trazione del K890 non raggiungono la specifica richiesta o che i provini di K_{IC} dell'acciaio GKHW la eccedono.

Le prove di durezza sull'acciaio GKHW nitrurato sono state anche eseguite sulle sezioni metallografiche di alcuni campioni di fatica per determinare il profilo di durezza (Fig. 9.1) ottenuto a seguito di nitrurazione.

Si riportano qui quattro profili che evidenziano come la durezza dello strato superficiale arrivi a circa 900 Vickers ed entro 0.6 mm i valori si riportino a quelli del materiale di base (circa 400 Vickers).

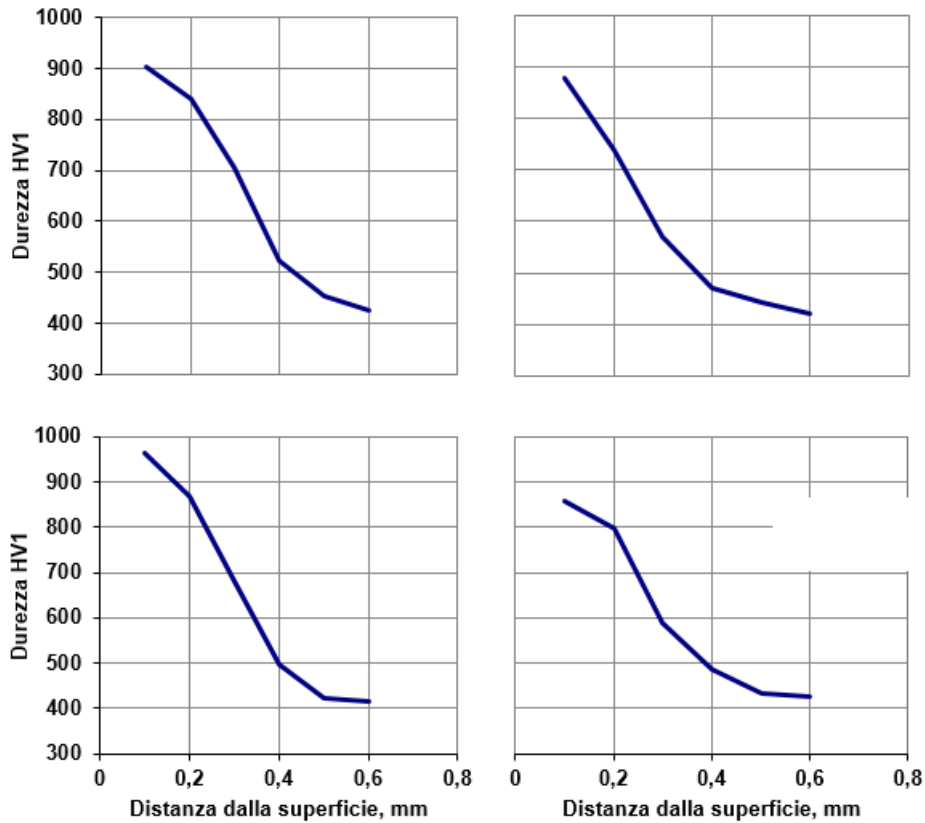


Figura 9.1 -
durezza
campioni

estratti dai campioni di fatica dell'acciaio GKHW nitruato. I quattro profili evidenziano durezza di picco dell'ordine dei 900 HV1 ed una durezza a cuore di circa 400 HV1 in accordo a quanto atteso.

Profili di
eseguiti su
metallografici

L'esame della durezza effettuato in sezione sull'acciaio GKHW nitruato è stato ripetuto anche sui provini di fatica intagliati, come riportato in Fig. 9.2, il profilo di nitruazione dei provini intagliati risulta essere deficitario rispetto ai provini non intagliati.

In particolare come già evidenziato dall'analisi microstrutturale descritta nel paragrafo 8.2.2, tale aspetto è più marcato in zona intaglio.

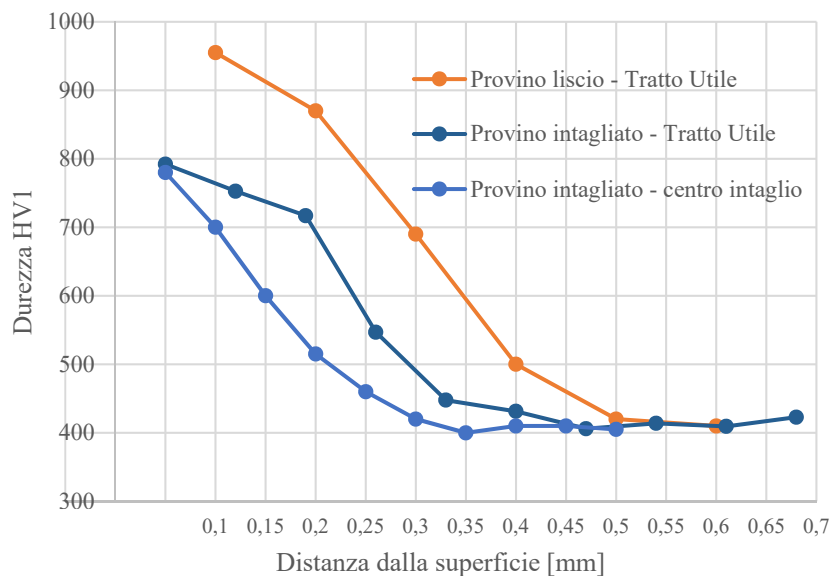


Figura 9.2 - Profili di durezza rappresentativi dei due lotti di provini di fatica (con e senza intaglio) in acciaio GKHW

9.2 Prove di trazione

La geometria dei campioni utilizzati per le prove di trazione è quella riportata in Fig. 9.3, mentre in Fig.9.4-9.5 sono riportati i risultati ottenuti dalle prove per ogni materiale, il materiale GKHW è stato testato solo in condizioni di bonificato. Le prove sono state condotte su una macchina idraulica a due colonne con controllo sul rateo di carico rispettando quanto indicato nella norma ISO 6892.

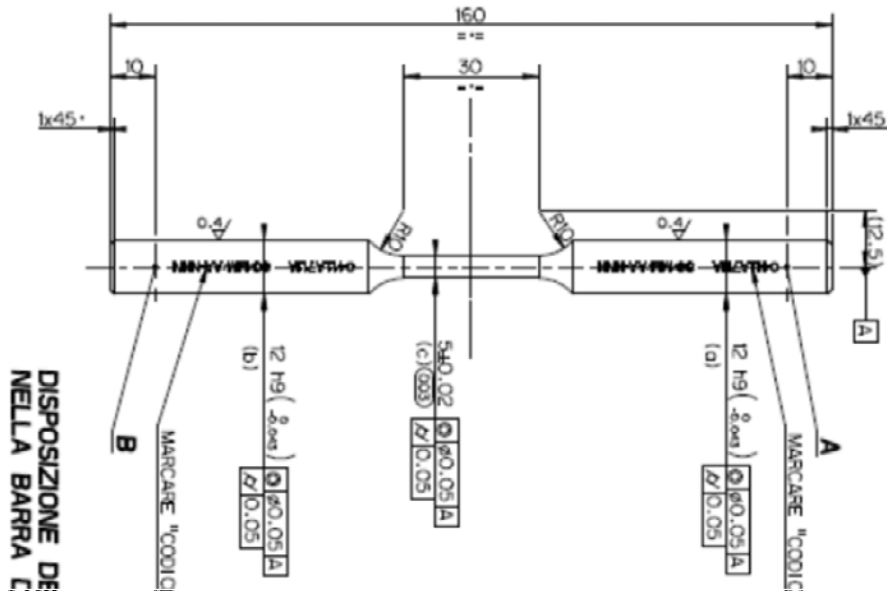


Figura 9.3- Geometria del provino di trazione

Da sottolineare che l'allungamento a rottura riportato è calcolato dai dati acquisiti dall'estensometro e dunque non con ricongiungimento degli spezzoni.

In generale, gli acciai ASP2017 e K890 alternativi al GKHW non hanno mostrato una duttilità comparabile con questo, mentre hanno dimostrato proprietà tensili sensibilmente più elevate (Fig.9.5).

Confrontando (Fig.9.6) i dati della presente sperimentazione con quelli ricavati su altri acciai caratterizzati in attività di ricerca precedenti svolte in collaborazione tra l'Università di Bologna e Ducati [2][3] si possono fare le seguenti considerazioni :

- Il carico di rottura e di snervamento variano linearmente con la durezza.
- L'allungamento percentuale è inversamente proporzionale alla durezza.

Gli acciai il cui comportamento è riportato in Figura 9.6, differiscono l'uno dall'altro per svariati motivi: composizione chimica, processo produttivo, trattamento termico, microstruttura, ecc... Gli acciai W300 e W360 sono prodotti attraverso processi siderurgici tradizionali (degasaggio in vuoto, ESR) mentre gli altri 2 acciai (ASP2053 e CPM3V) sono prodotti attraverso metallurgia delle polveri. Alcuni di questi acciai contengono un'elevata percentuale di carburi primari mentre altri ne sono privi o quasi. A loro volta, i carburi, differiscono per stechiometria, dimensione e frazione. Nonostante tutte queste differenze, dai risultati ottenuti dalle prove statiche, si deduce che la durezza è un parametro sufficiente per determinare le proprietà tensili di tutti questi acciai.

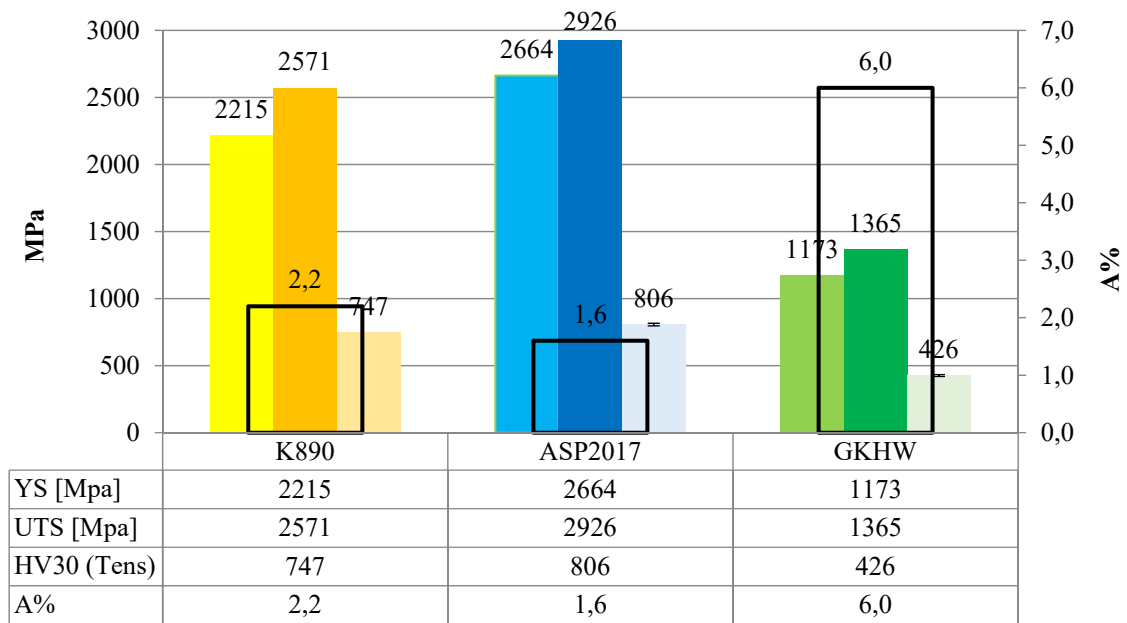


Figura 9.4- Valori medi di resistenza a trazione resistenza a snervamento ed allungamento a rottura degli acciai testati

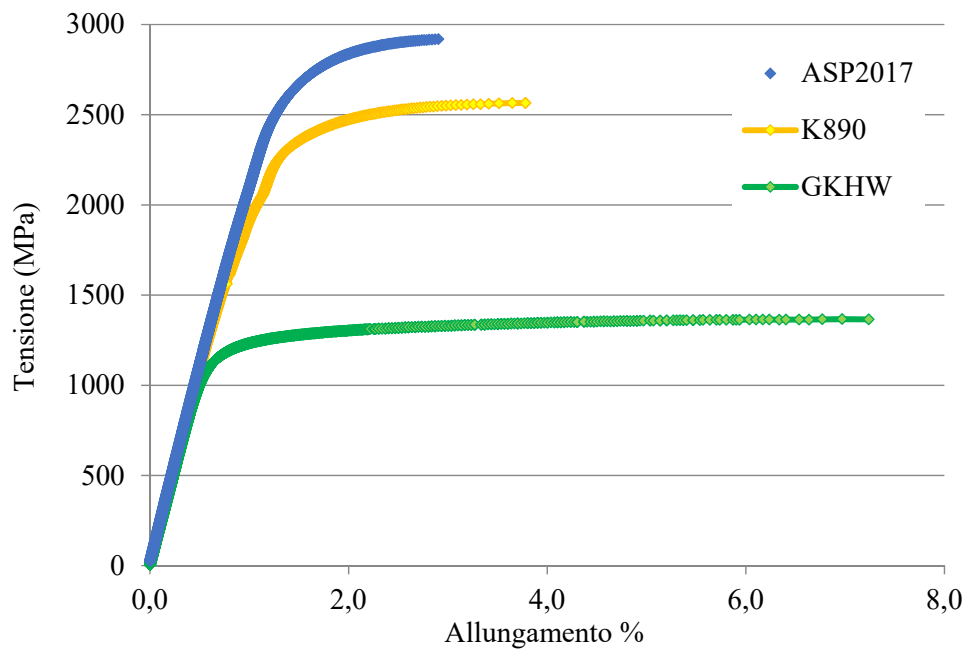


Figura 9.5- Curve tensione deformazione rappresentative degli acciai testati

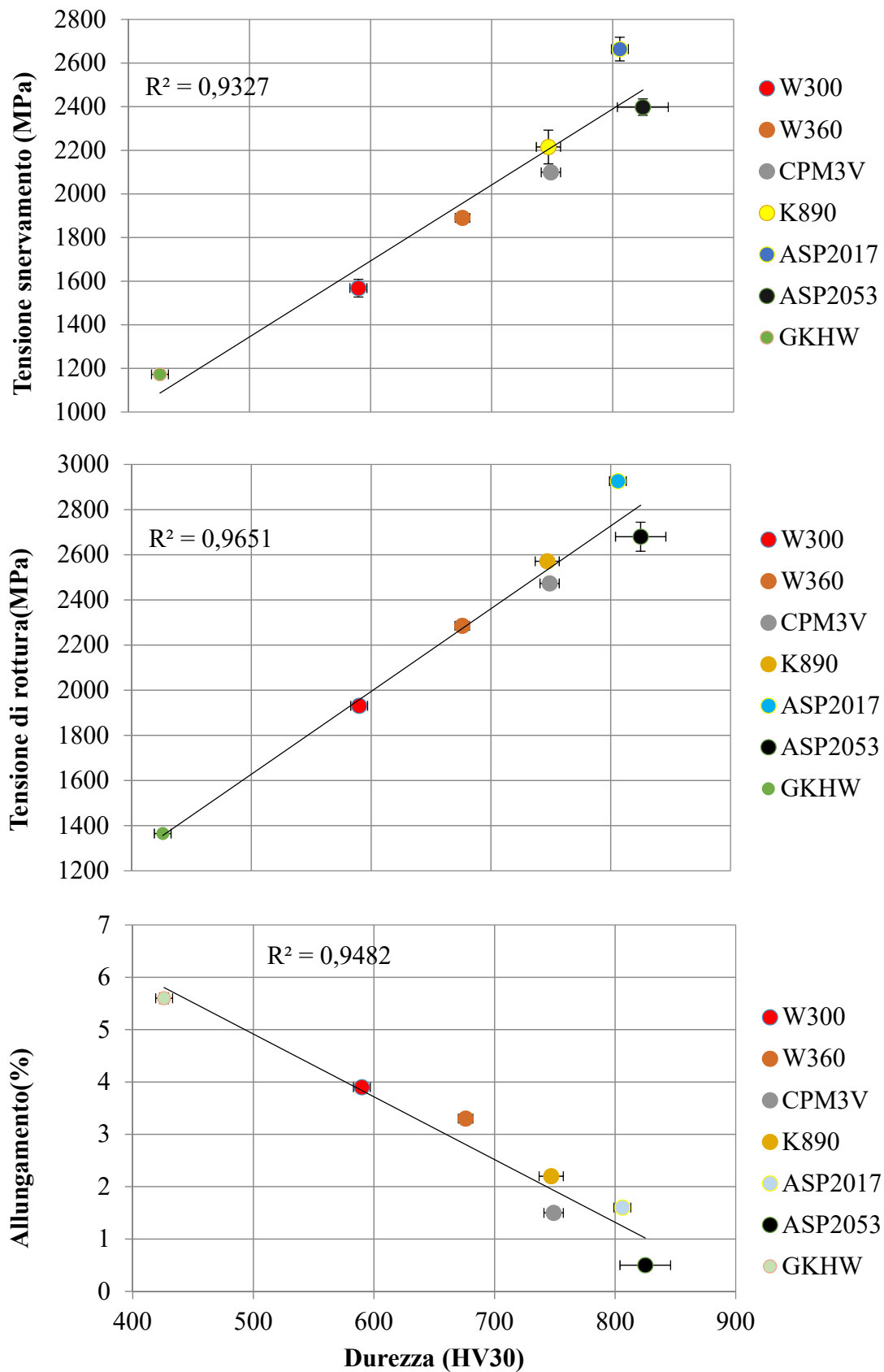


Fig.9.6 - Tensione di rottura, tensione di snervamento ed allungamento % a rottura dei diversi acciai in funzione della loro durezza

9.3 Prove di tenacità alla frattura K_{Ic}

I test di tenacità a frattura sono stati svolti seguendo le indicazioni della normativa ASTM E399 su provini di flessione a tre punti la cui geometria e tolleranze sono indicate in Fig.9.7.

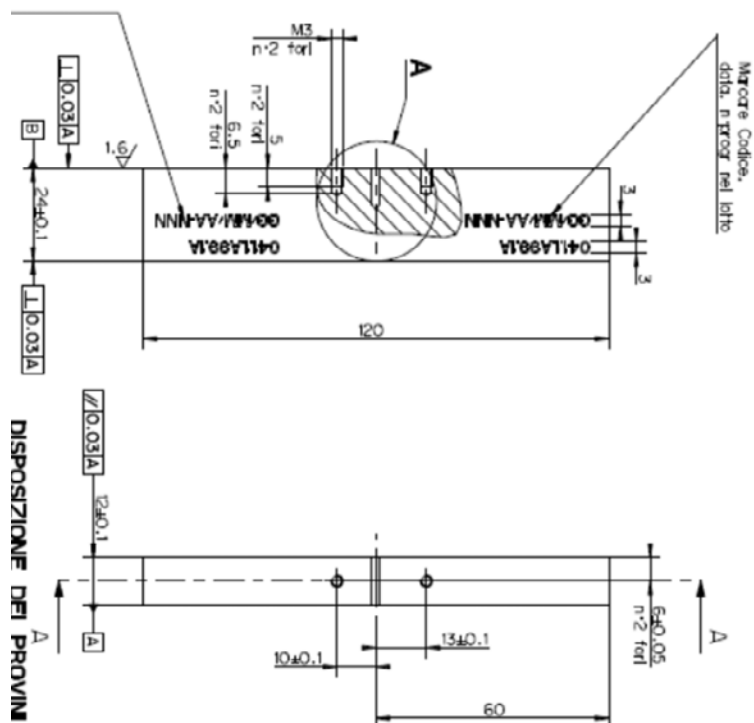


Fig. 9.7 – Geometria dei provini per prove di tenacità alla frattura K_{Ic}

Le fasi di precriccaggio sono state eseguite con un ciclo di tensione alternato, con un rapporto di carico R pari a 0.1 ad una frequenza di 15 Hz.

Come indicato da normativa sono state eseguite 3 prove per ogni materiale.

I risultati delle prove sono riportati in Tabella 9.2 ed in Fig.9.8.

Dai risultati appare chiara l'assenza del dato per l'acciaio GKHW. La tenacità di questo materiale non è stata valutata poiché, viste le ridotte dimensioni dei provini in relazione alle proprietà del materiale, si generavano fenomeni di deformazioni plastica all'apice della cricca che non sono ammessi dalla normativa per il calcolo del K_{Ic} .

Il dato riportato in Fig. 9.8 è quindi un dato reperito in letteratura [4].

Prove K_{Ic}				
Materiali	K_{Ic} [MPa \sqrt{m}]	dev.st.	HV30	dev.st.
K890	16	0,2	793	7
ASP2017	17	1,6	780	13
GKHW	/	/	443	17

Tabella 9.2- Risultati delle prove sperimentali di K_{Ic} .

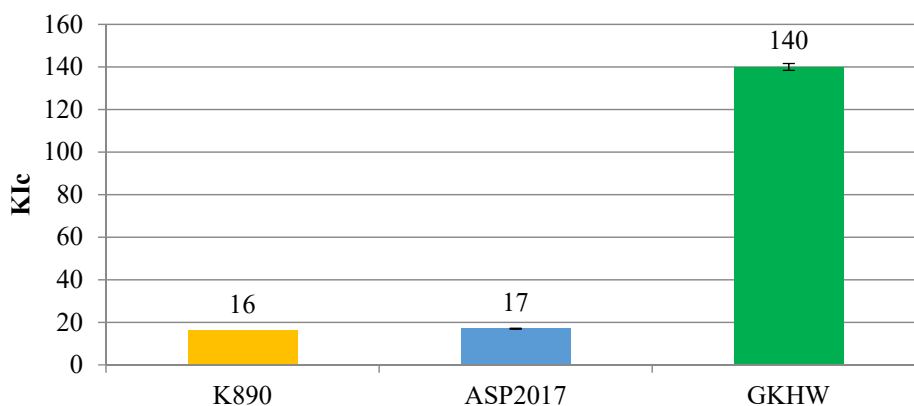


Fig.9.8- Valori medi di tenacità a frattura [MPa√m] degli acciai testati (valore per l'acciaio GKHW da letteratura [4])

9.4 Misure delle tensioni residue mediante diffrazione di raggi X su provini di fatica

La misura delle tensioni residue è stata eseguita per quantificare l'effetto dei trattamenti termochimici e meccanici effettuati sui provini destinati alle prove di fatica; in particolare è stato valutato l'effetto del trattamento di pallinatura UFS 70/8-10N/200% applicato nella zona intagliata dei provini.

Su tutte e tre le tipologie di materiali sono stati ricavati profili di tensioni residue prima e dopo il processo di pallinatura.

La misura è stata effettuata: (i) in corrispondenza del tratto cilindrico sia sui provini di fatica intagliati che sui campioni non intagliati; (ii) nei pressi della zona di intaglio per i provini intagliati.

Sui provini intagliati non è stato possibile valutare le tensioni residue in zona raggio di fondo intaglio per difficoltà operative della tecnica XRD.

In Tabella 9.3 sono riportati i parametri utilizzati per effettuare l'analisi.

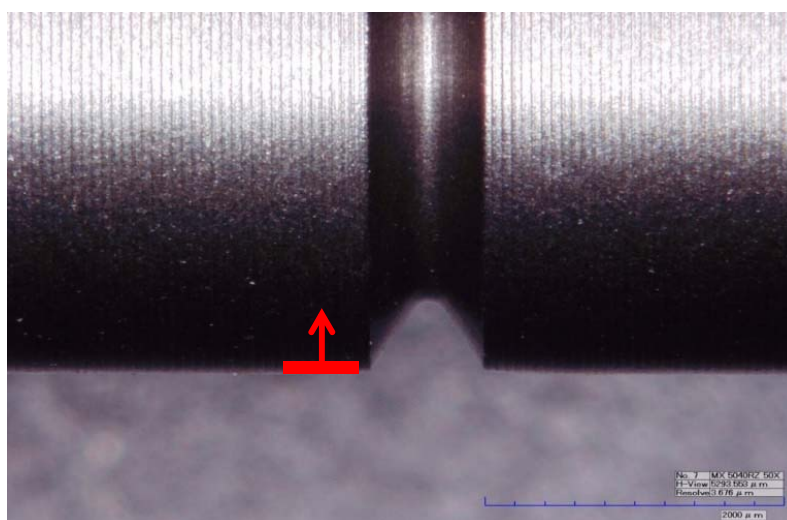


Fig.9.9- Zona in cui sono state effettuate le misure di tensioni residue sui provini intagliati.

Parametri Analisi:	Tensione (kV):	Corrente (mA):	Filtro/Sorgente:	Collimatore (Ø mm):	Detector	Riflesso (hkl):	Psi n.	Max Psi Range (°)	Step time (s)
	25	4	Cr/V	1 mm	LPSD	211	9	-40.00 to 40.00	30

Tabella 9.3- Parametri di prova

La valutazione delle tensioni residue è stata effettuata mediante diffrazione di raggi X (XRD), tecnica non distruttiva che si basa sull'utilizzo di una radiazione incidente sulla superficie del campione la cui interazione con il reticolo cristallino viene raccolta da un rivelatore opportunamente orientato.

La tecnica può essere utilizzata sia su materiali mono o policristallini e consiste nel misurare l'angolo di diffrazione di un fascio incidente di radiazioni su una superficie.

Le informazioni che si ottengono da una misura diffrattometrica sono essenzialmente due:

- l'angolo per il quale si manifesta il picco di diffrazione di un fascio di raggi X incidenti sulla superficie
- l'ampiezza del picco di diffrazione (generalmente misurata ad $\frac{1}{2}$ dell'altezza del picco e chiamata FWHM, Full Width at Half Maximum).

L'angolo di diffrazione è direttamente legato al valore degli sforzi residui nella zona di misura, mentre la FWHM può essere messa in relazione alla distorsione dei grani cristallini, alla densità delle dislocazioni e ai cosiddetti micro sforzi residui di tipo II [1,3].

La misura delle tensioni residue è stata effettuata utilizzando lo strumento SressX prodotto da GNR; la valutazione delle tensioni è stata effettuata in senso longitudinale per essere coerente alla sollecitazione alla quale è sottoposto il provino durante la prova di fatica.

Per la valutazione delle tensioni longitudinali il provino è stato misurato in configurazione Ω effettuando la scansione in ψ [5] come mostrato in Fig.9.10

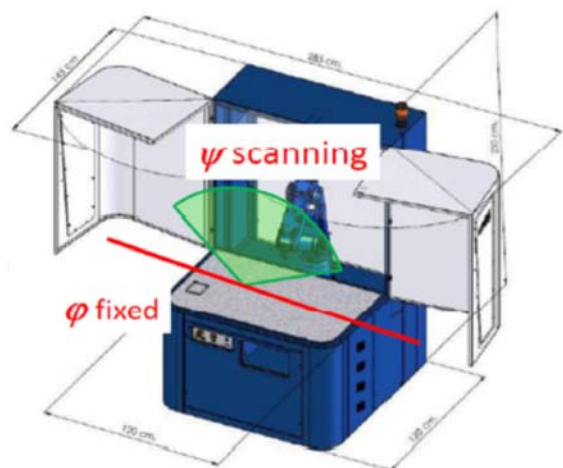


Fig.9.10- Configurazione di misura XRD utilizzata per la valutazione delle tensioni residue

Sui provini di fatica intagliati pallinati e non pallinati sono state eseguite tre misure per ogni campione, mentre per la stima del profilo è stato necessario servirsi di una elettrolucidatrice Struers Movipol 5, con lo scopo di asportare vari layer di materiale senza alterare lo stato tensionale del componente.

Ad ogni asportazione di materiale veniva misurato il valore di tensione corrispondente, fino ad arrivare ad una profondità per cui l'effetto della pallinatura diventasse trascurabile.

Il ciclo di realizzazione dei provini intagliati in GKHW nitrurato, prevede in zona intaglio l'applicazione di un trattamento di microsabbatura con Al_2O_3 volto ad eliminare la presenza di coltre bianca in zona intaglio, in quanto l'eventuale presenza di coltre renderebbe inefficace l'applicazione del trattamento di pallinatura finale UFS70/8-10N/200%.

Si è scelto di applicare un ciclo di microsabbatura anziché una lavorazione meccanica tradizionale a causa della geometria complicata presente in tale zona; ovviamente l'operazione di microsabbatura serve solamente per eliminare lo strato di coltre bianca senza alterare significativamente il substrato in termini di tensioni residue.

Le misure di tensioni residue superficiali, effettuate in senso longitudinale su n°2 provini di fatica sui quali è stata rimossa la coltre bianca mediante sabbatura hanno evidenziato i seguenti valori medi:

- Provino di fatica intagliato in GKHW nitrurato sabbato (SN07) → -560 ± 32 MPa
- Provino di fatica intagliato in GKHW nitrurato sabbato (SN03) → -547 ± 35 MPa

In base allo storico Ducati, relativo a misure di tensioni residue superficiali effettuate su particolari in acciaio GKHW nitrurato previa asportazione della coltre bianca mediante operazioni di rettifica, si può stabilire $-350 \div -600$ MPa come intervallo tipico di compressione superficiale per un componente in acciaio GKHW sottoposto a nitrurazione gassosa.

In base ai valori rilevati sui provini intagliati in GKHW nitrurato, si può stabilire che il trattamento di sabbatura preliminare non abbia alterato significativamente lo stato tensionale superficiale del componente.

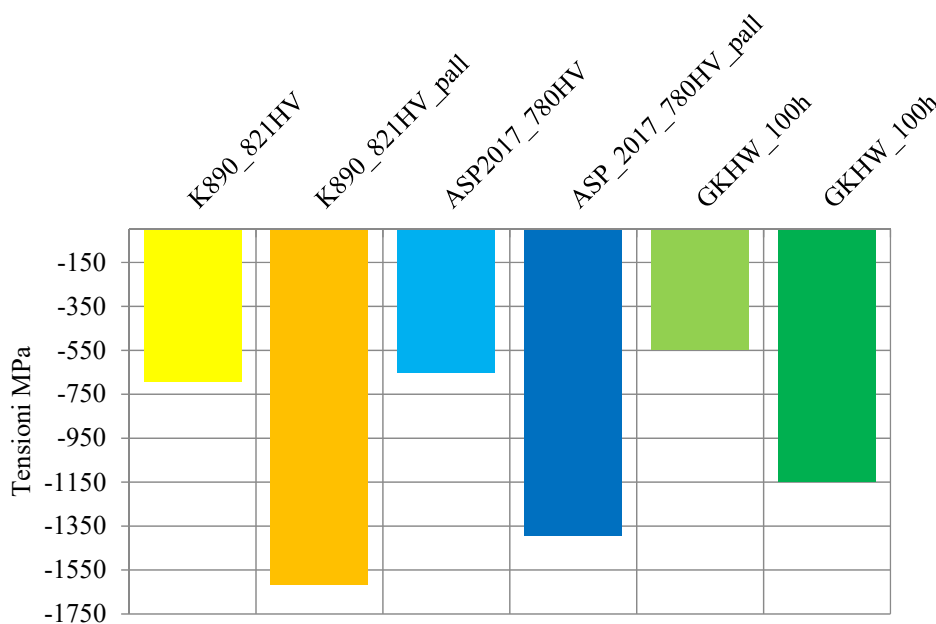


Fig.9.11- Confronto tra campioni misure di tensioni residue superficiali tra campioni intagliati pallinati e non pallinati in acciaio K890, ASP2017 e GKHW nitrurato 100h.

Da una prima analisi dei valori di tensione residue valutati superficialmente sui campioni non pallinati e pallinati (UFS70/8-10N/200%) si nota come il trattamento di pallinatura controllata incrementi significativamente lo stato di compressione superficiale di tutti gli acciai testati Fig. 9.11.

In particolare si può notare come le tensioni superficiali di compressione raggiungano valori di entità doppia rispetto allo stato iniziale non pallinato.

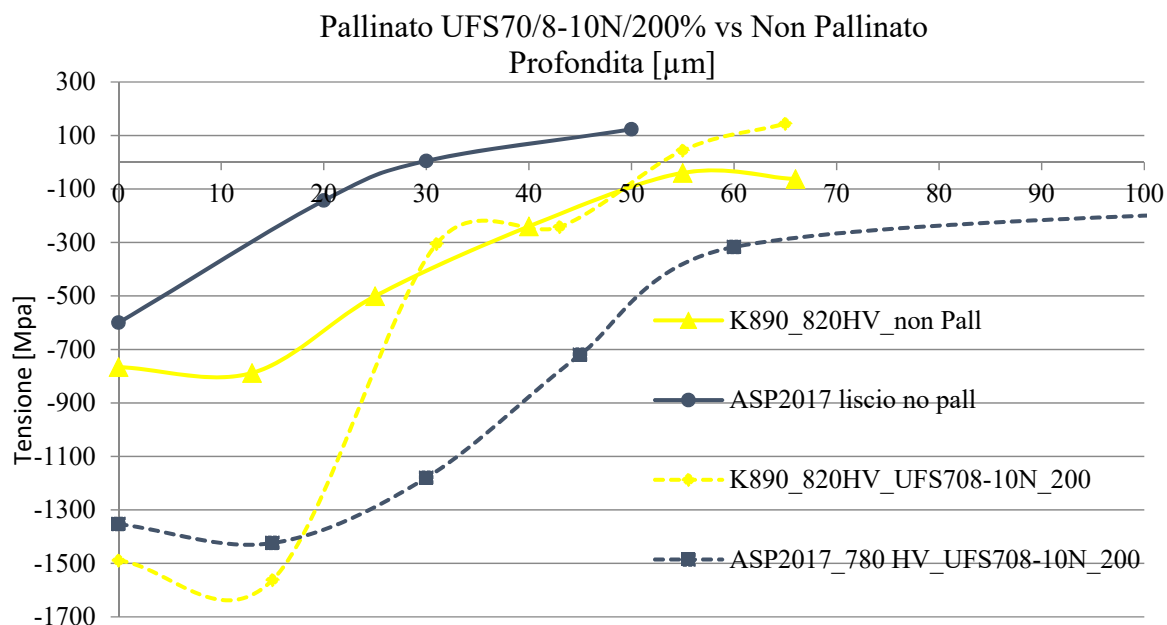


Fig.9.12- Confronto tra profili di tensioni residue di campioni pallinati e non pallinati in acciaio K890 e ASP2017

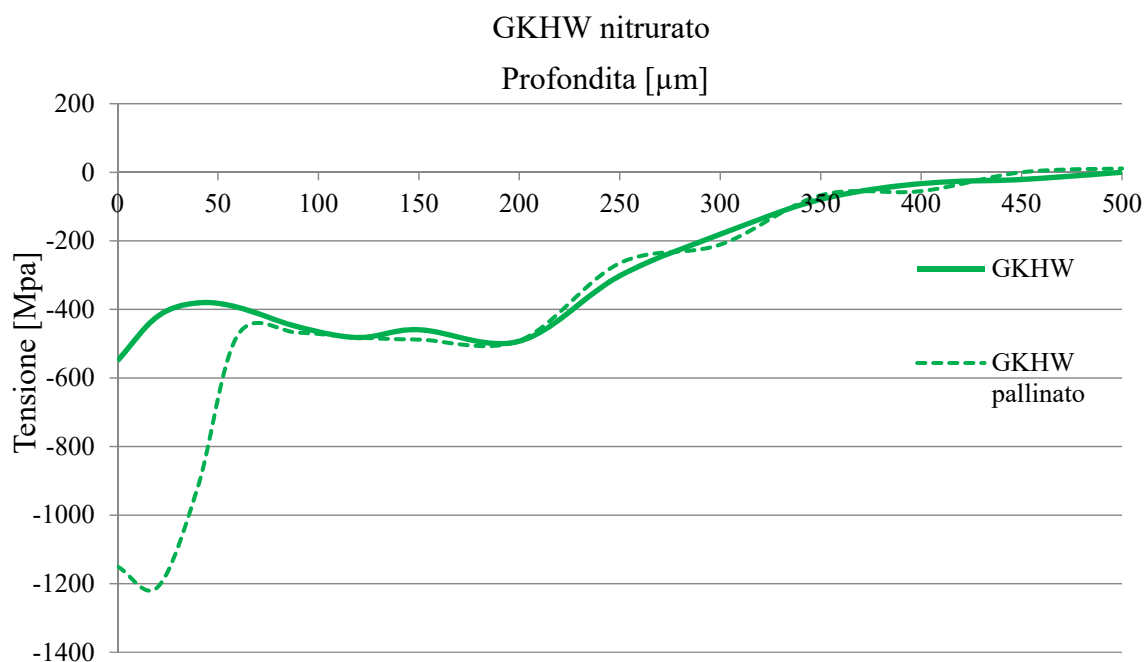


Fig.9.13- Profilo di tensioni residue di campioni pallinati e non pallinati in acciaio GKHW nitrurato

Osservando i profili di tensioni residue ottenuti dopo pallinatura (Fig. 9.12 e 9.13) emerge come il volume di interazione interessato dal ciclo di pallinatura (UFS70/8-10N/200%) interessi esclusivamente i primi 30÷50 μm di spessore.

Si può notare dai grafici che la durezza iniziale del substrato influenza la profondità massima di pallinatura ottenibile, in particolare materiali aventi durezza di bulk più contenuta generano profili di compressioni tendenzialmente più ampi rispetto a materiali aventi durezza più elevata caratterizzati da profili più stretti, ma caratterizzati da valori di compressioni più elevati Fig.9.12-9.13

Per quanto riguarda l'acciaio GKHW nitrurato si evidenzia come il solo trattamento di nitrurazione generi in sezione uno stato compressivo medio prossimo a 450÷500 MPa, che viene mantenuto per tutta la zona di diffusione interessata dal trattamento di nitrurazione (zona di indurimento).

Le misure di tensioni residue effettuate in direzione longitudinale rispetto all'asse del provino nel tratto cilindrico dei provini di fatica non intagliati, ha evidenziato valori di tensioni residue di compressione mediamente di 390 MPa, tale valore rientra nell'intervallo di conformità riportato sopra.

Tutti i valori misurati sono riportati in tabella 9.4.

N° provino	Tensione longitudinale	Errore	Tensione circonferenziale	Errore
8	-412	21.4	-110.9	86.6
4	-347.4	8.2	-132.1	37.1
7	-364.3	29.6	-161.3	53.2
13	-351.8	25.8	-137.5	58.1
15	-396.4	10	-183.7	55.5
3	-460.9	14	-205.2	72.4
12	-403.4	10.1	-150.2	66
1	-395.1	25.8	-158.5	57.6
11	-376.3	10.8	-152.4	57.5
MEDIA	-390	17	-155	60

Tabella 9.4- Tensioni residue misurate su alcuni provini di fatica dell'acciaio GKHW nitrurato non intagliato

Osservando i valori relativi alle tensioni residue ricavate in direzione longitudinale e in direzione circonferenziale si nota una certa differenza in termini di valore assoluto. Tale anisotropia è riconducibile alla fase di rettifica finale effettuata con parametri non perfettamente ottimizzati.

9.5 Prove di fatica

La campagna di prove di fatica è stata effettuata sulla seguente tipologia di provini:

- Provini non intagliati in acciaio K890, ASP2017 e GKHW nitrurato a 100h
- Provini intagliati in acciaio K890, ASP2017 e GKHW nitrurato a 100h
- Provini intagliati in acciaio K890, ASP2017 e GKHW nitrurato a 100h sottoposti a trattamento di pallinatura controllata UFS70/8-10N/200%

La geometria dei provini utilizzati per le prove di caratterizzazione a fatica sono riportati in Fig.9.14-9.15 ed è stata definita in accordo alla norma ASTM E466-7.

I cicli di lavorazione applicati alle varie tipologie di provini è stato descritto di seguito:

Provini non intagliati in K890 e ASP2017

1. Sgrossatura completa a partire da barra ricotta
2. Trattamento termico
3. Finitura

Provini intagliati in K890 e ASP2017

1. Sgrossatura completa a partire da barra ricotta
2. Trattamento termico
3. Finitura e realizzazione intaglio

Provini intagliati e pallinati in K890 e ASP2017

1. Sgrossatura completa a partire da barra ricotta
2. Trattamento termico
3. Finitura e realizzazione intaglio
4. Applicazione del trattamento di pallinatura UFS70/8-10N/200%

Provini non intagliati in GKHW nitrurato 100h

1. Tornitura di sgrossatura a partire da barra ricotta
2. Trattamento termico di bonifica
3. Tornitura pre-nitrurazione con $R_a < 0,4$ sulle superfici R45 e $\varnothing 5,2$.
4. Trattamento di nitrurazione gassosa 100h
5. Rettifica del tratto cilindrico $\varnothing 5.2$ mm al fine di eliminare la coltre bianca

Provini intagliati in GKHW nitrurato 100h

1. Tornitura di sgrossatura a partire da barra ricotta
2. Trattamento termico di bonifica
3. Finitura e realizzazione intaglio
4. Trattamento di nitrurazione gassosa a 100h

Provini intagliati e pallinati in GKHW nitrurato 100h

1. Sgrossatura completa a partire da barra ricotta
2. Trattamento termico di bonifica
3. Finitura e realizzazione intaglio
4. Trattamento di nitrurazione gassosa a 100h
5. Eliminazione della coltre bianca in zona di intaglio mediante microsabbatura con media di Al_2O_3 mesh 400 (dimensione media pari a circa $20 \mu m$)
6. Applicazione del trattamento di pallinatura UFS70/8-10N/200%

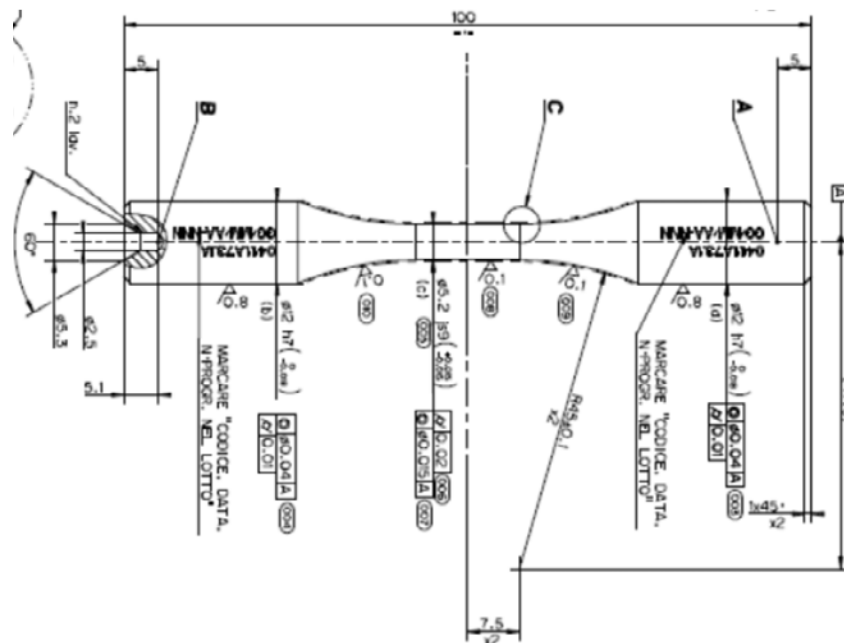


Fig.9.14-Geometria dei provini per prove di fatica senza intaglio geometrico ($Kt=1$)

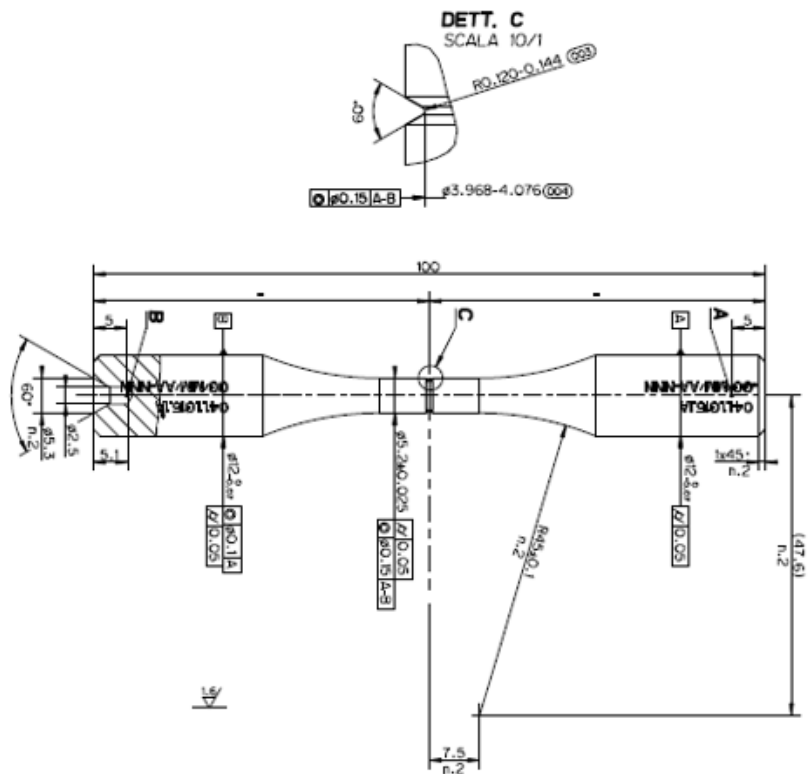


Fig.9.15-Geometria dei provini per prove di fatica con intaglio geometrico ($K_t=3$)

Con l'obiettivo di definire il limite di fatica dei diversi acciai si è adottato il metodo stair-case indicato sulle norme ISO 12107 ed UNI 3964.

Per le prove, eseguite su macchina di flessione rotante a quattro punti con frequenza di lavoro pari a 50 Hz, sono stati utilizzati, in accordo a quanto prescritto dalle normative, un minimo di 15 provini. Le norme prevedono, a valle delle prove eseguite, la valutazione di alcune costanti che permettono di determinare il limite di fatica del materiale al 50% di probabilità di rottura.

In Fig. 9.16 sono raccolti i limiti di fatica al 50% di probabilità di sopravvivenza di tutti gli acciai testati.

Come si nota dai risultati gli acciai ottenuti da metallurgia delle polveri ASP2017 e K890 presentano un comportamento a fatica molto simile sia su provino liscio che intagliato, entrambe gli acciai presentano una resistenza alla fatica superiore a quella dell'acciaio da nitrurazione.

Il trattamento di pallinatura risulta essere molto efficace negli acciai da metallurgia delle polveri in presenza di intaglio geometrico, al contrario il trattamento di pallinatura non ha generato un incremento in termini di resistenza alla fatica sul GKHW sottoposto a nitrurazione.

L'inefficacia del trattamento di pallinatura è presumibilmente imputabile alla presenza di coltre bianca, non efficacemente asportata nella zona dell'intaglio dalla sabbiatura, che non ha permesso di indurre localmente alti livelli di tensioni residue di compressione. Tale aspetto verrà approfondito dall'indagine frattografica.

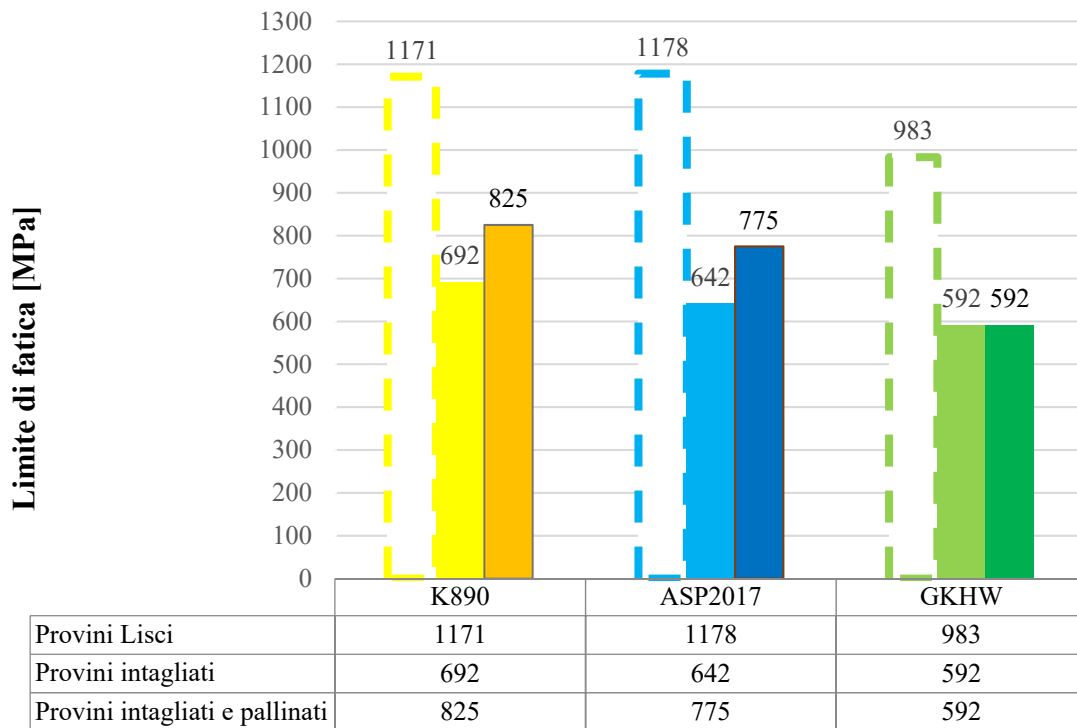


Fig.9.16- Limite di fatica degli acciai testati nel caso di provini lisci, intagliati ed intagliati pallinati

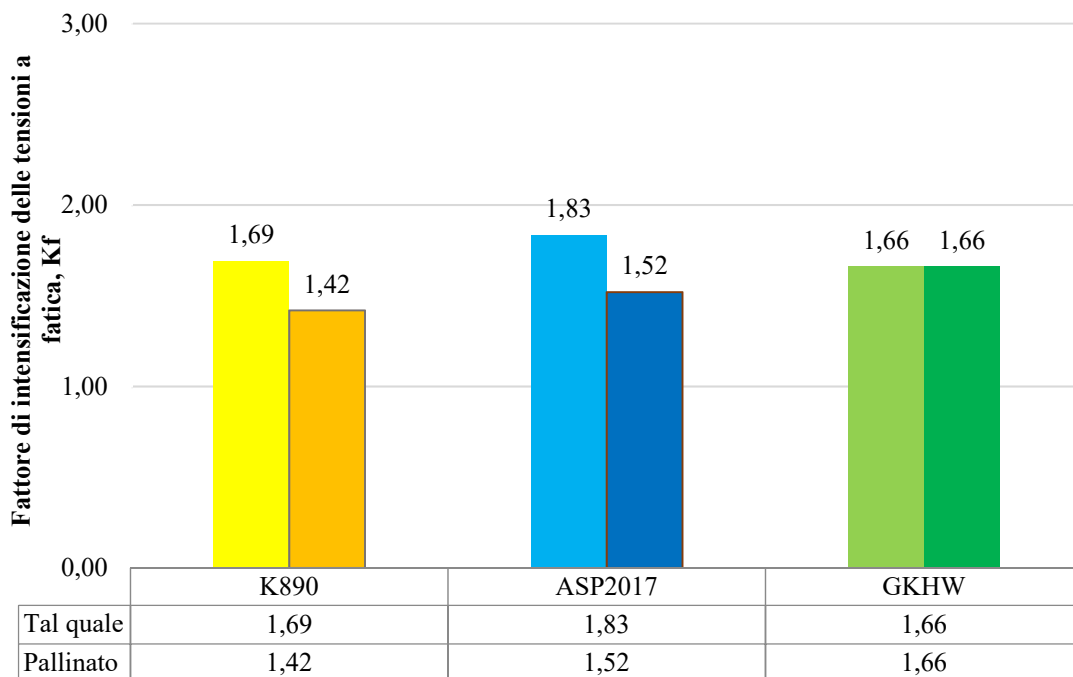


Fig.9.17-Valori del fattore di intensificazioni delle tensioni a fatica Kf

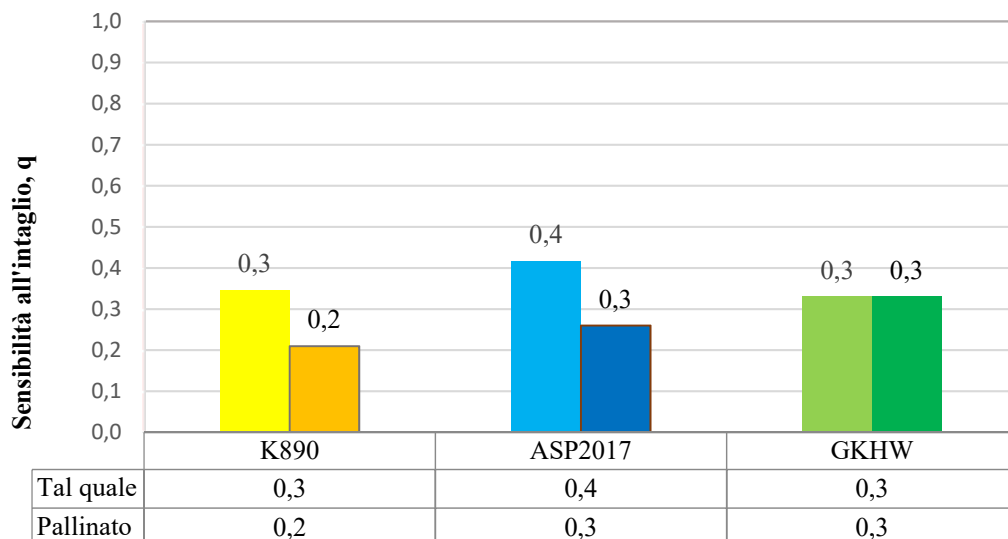


Fig.9.18-Valori di sensibilità all'intaglio

In Fig. 9.17-9.18 sono riportati i valori di sensibilità all'intaglio e del fattore di intensificazioni delle tensioni a fatica, in generale si può affermare che tali valori risultano essere estremamente ridotti e del tutto confrontabili tra acciai PM e GKHW nitrurato, nonostante la grande differenza di tenacità a frattura (K_{IC}).

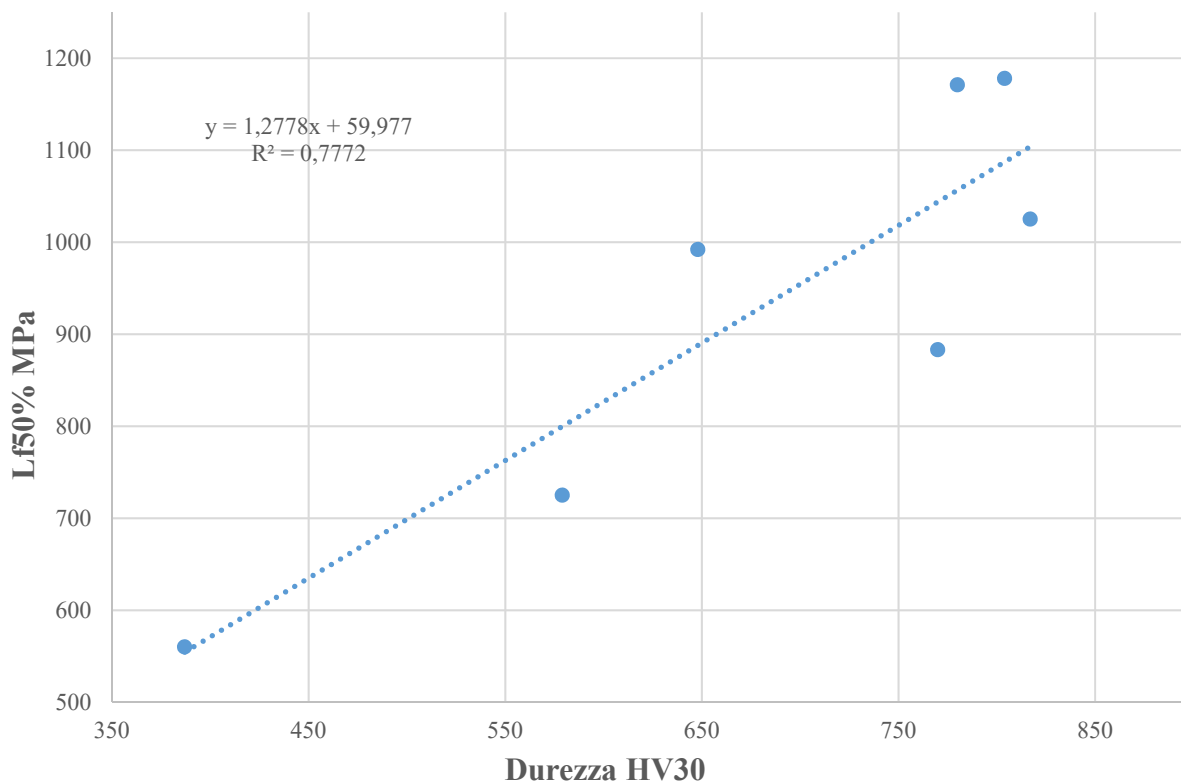


Fig.9.19- Limite di fatica degli acciai testati in funzione della loro durezza (media sui 15 campioni di fatica per ogni acciaio)

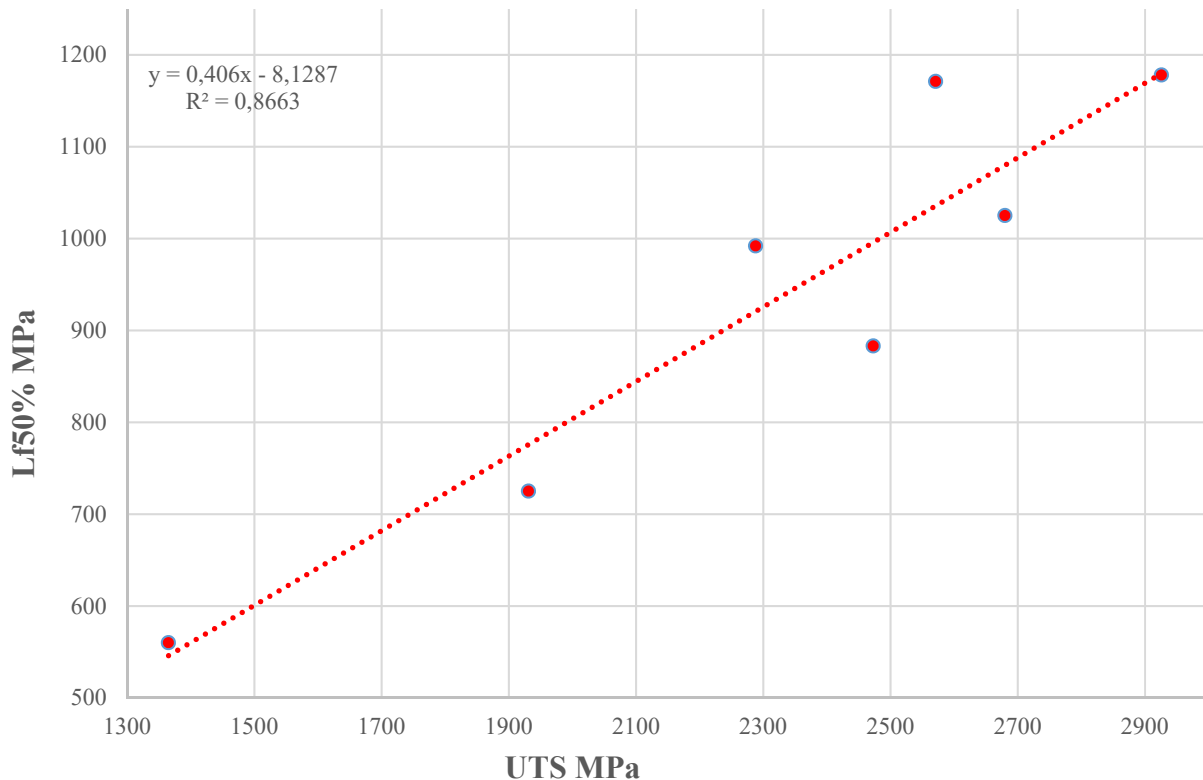


Fig.9.20- Limite di fatica degli acciai testati in funzione del loro valore di UTS (media su 3 provini di trazione per ogni acciaio)

Facendo sempre riferimento a risultati (parzialmente riportati nelle Figure 9.19 e 9.20) di attività sperimentali svolte in precedenti collaborazioni tra l'Università di Bologna e Ducati [2][3], si possono fare le seguenti considerazioni (Fig.9.19-9.20) :

- Come chiaro dalla figura 9.19 la correlazione fra durezza e limite di fatica è presente ma caratterizzata da un'alta dispersione dei dati. In questo caso dunque una prova di durezza non risulta sufficiente per determinare il comportamento a fatica del materiale.
- La relazione empirica tra limite di fatica e resistenza a trazione registrata per questi acciai è riportata in figura 9.20. In essa, appare chiara la buona correlazione con uno scostamento massimo dell'ordine dei 100 MPa.

Nella correlazione lineare è stato chiaramente escluso il dato relativo all'acciaio GKHW nitrurato la cui resistenza a fatica risente chiaramente degli effetti benefici dell'indurimento superficiale. Nel considerare il risultato ottenuto va inoltre tenuto conto del fatto che le durezze dei provini di trazione e fatica dei diversi materiali non sempre hanno fatto registrare valori analoghi a seguito dell'estrazione da lotti di produzione diversi.

9.6 Analisi frattografiche

Le superfici di frattura di tutti i campioni rotti durante le prove di fatica sono state osservate al microscopio elettronico a scansione (SEM) in modo da individuare la causa del cedimento.

9.6.1 Provini non intagliati

In tutti i campioni rotti l'innesco è risultato essere un'inclusione o un difetto di lavorazione.

La determinazione degli inneschi non è talvolta però stata possibile a causa dello strisciamento reciproco fra gli spezzoni avvenuto durante la rottura.

Eccetto dunque per questi rari casi, su tutti i campioni è risultata ben visibile la zona del fish-eye, che si presenta come un'area circolare di ridotte dimensioni attorno all'inclusione/difetto.

La zona del fish-eye e la zona di propagazione si distinguono dall'area che ha ceduto per schianto per diversa colorazione dovuta ad una differente morfologia delle superfici.

La superficie in corrispondenza del fish-eye ha una bassa rugosità che cresce nel passaggio alla zona di propagazione fino ad essere particolarmente accentuata nella zona rappresentativa della rottura di schianto in cui risultano chiare delle deformazioni plastiche localizzate.

Per gli acciai prodotti tramite metallurgia delle polveri (ASP2017 e K890) non è stato possibile effettuare una significativa distinzione tra le zone di propagazione e le zone di schianto.

Ad alto ingrandimento infatti la morfologia di queste due zone è praticamente identica e causa di ciò sembra sia la ridotta tenacità a frattura di questi materiali.

Una volta che la cricca raggiunge una dimensione critica (funzione della posizione dell'innesco) essa comincia a propagare instabilmente a grande velocità rendendo difficile la distinzione tra propagazione e schianto (figura.9.20).

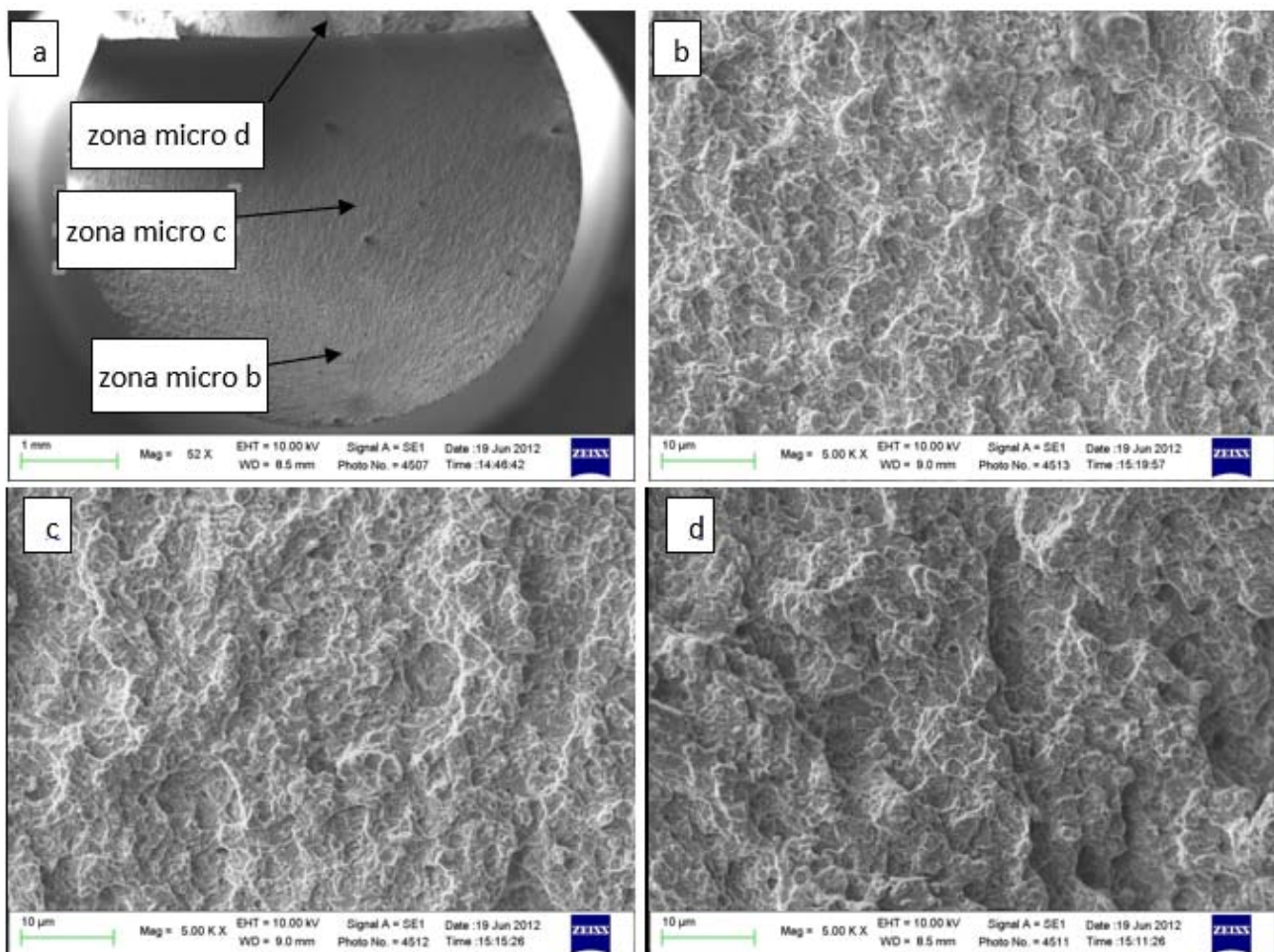


Fig.9.20- Superficie di frattura (a) di un campione dell'acciaio ASP2017: morfologia della superficie ad alto ingrandimento in prossimità del fish-eye (b), in lontananza da esso (c) e nella zona di schianto (d).

La distinzione fra propagazione e schianto sembra invece possibile in termini macroscopici e vede un netto prevalere della zona di propagazione a causa dei "ridotti" carichi in gioco rispetto alla tensione di rottura di questi materiali ($L_f \ll 0,5 UTS$).

Come accennato, in tutti o quasi i campioni esaminati, l'innesco delle cricche di fatica si ha in corrispondenza d'inclusioni non metalliche o d'intagli superficiali causati dalle lavorazioni meccaniche cui le provette sono state sottoposte.

Nei materiali in cui sono presenti carburi primari dispersi nella matrice martensitica come ASP2017 e K890 questi non rappresentano causa di nucleazione perché le loro dimensioni sono un ordine di grandezza in meno rispetto a quelle delle inclusioni (circa $1\mu\text{m}$ di diametro contro $10\div 20\mu\text{m}$ delle inclusioni).

Nel proseguo sono state riportate alcune micrografie SEM ottenute tramite elettroni secondari e retrodiffusi nonché alcuni spettri EDS che evidenziano nei singoli acciai la presenza di inclusioni.

9.6.1.1 K890

Le osservazioni al SEM delle superfici di frattura hanno mostrato un numero piuttosto elevato di campioni, 4 sui 10 totali osservati, in cui la cricca si è sviluppata da un difetto di lavorazione (figura 9.21).

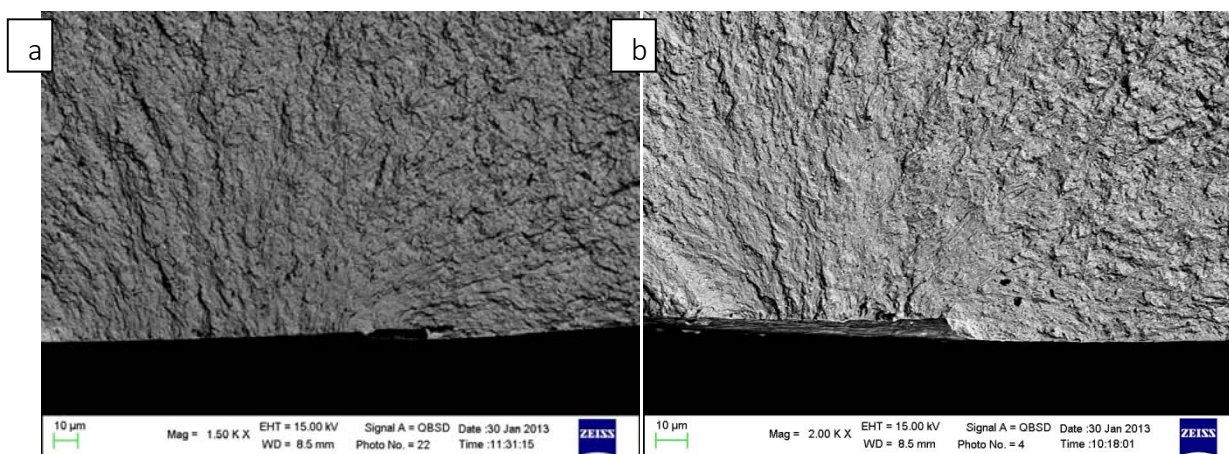


Fig.9.21- Difetto di lavorazione meccanica (causa di innesco) nei provini 8 (a) e 5 (b) dell'acciaio K890. Le immagini, ottenute tramite elettroni retrodiffusi, evidenziano l'assenza di alterazioni di composizione chimica/inclusioni.

Nei provini 4, 12 e 13 la cricca si è nucleata da inclusioni interne di forma sferica, un'inclusione a base ossigeno, magnesio e silicio (Fig. 9.22) per il primo campione e silicato di calcio per i restanti due. Le dimensioni delle inclusioni si aggirano attorno ai $10\mu\text{m}$.

Nella figura 9.22 è riportata un'immagine dell'ingrandimento dell'inclusione e il relativo spettro EDS.

Nel campione 15 è stata osservata invece una inclusione completamente diversa dalle precedenti: un ossido di zirconio di forma poligonale di dimensioni piuttosto elevate rispetto alle altre inclusioni (figure 9.23 e 9.24).

Solitamente l'elemento Zr viene aggiunto al bagno fuso come affinante del grano.

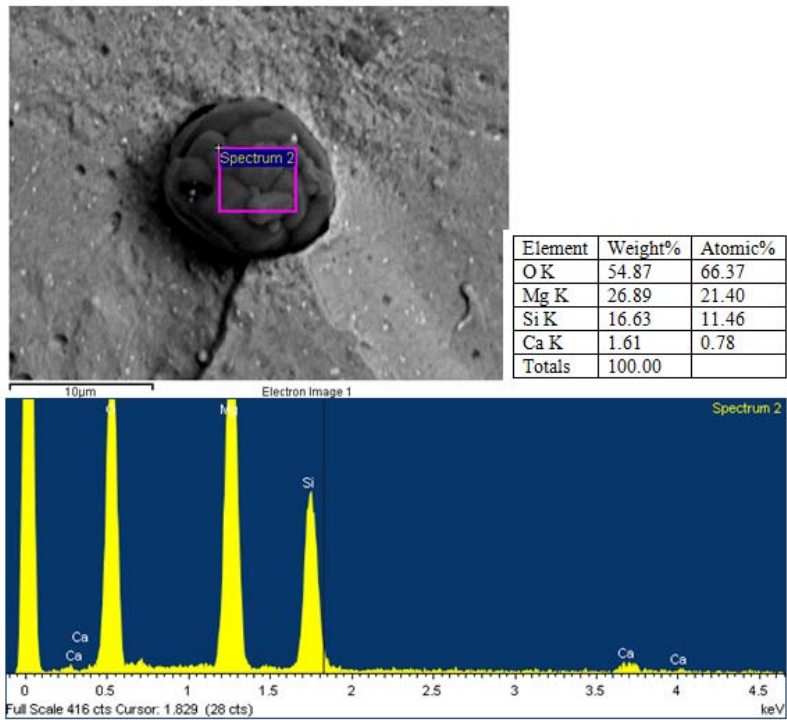


Fig.9.22- Inclusione/innesco nel provino 4 dell'acciaio K890 e relativo spettro EDS.

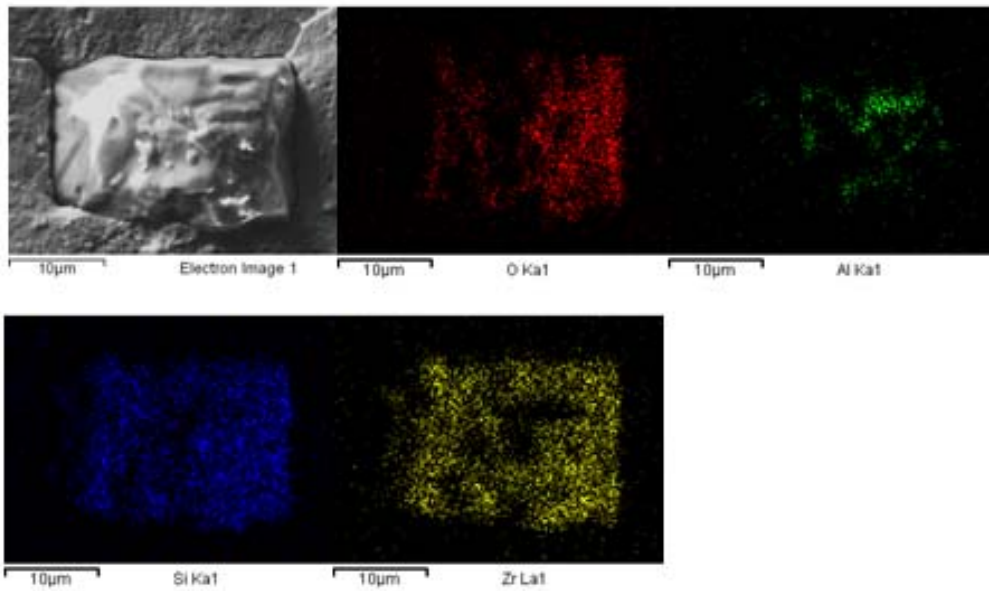


Fig.9.23- Mappa degli elementi dell'inclusione individuata sul provino 15 dell'acciaio K890.

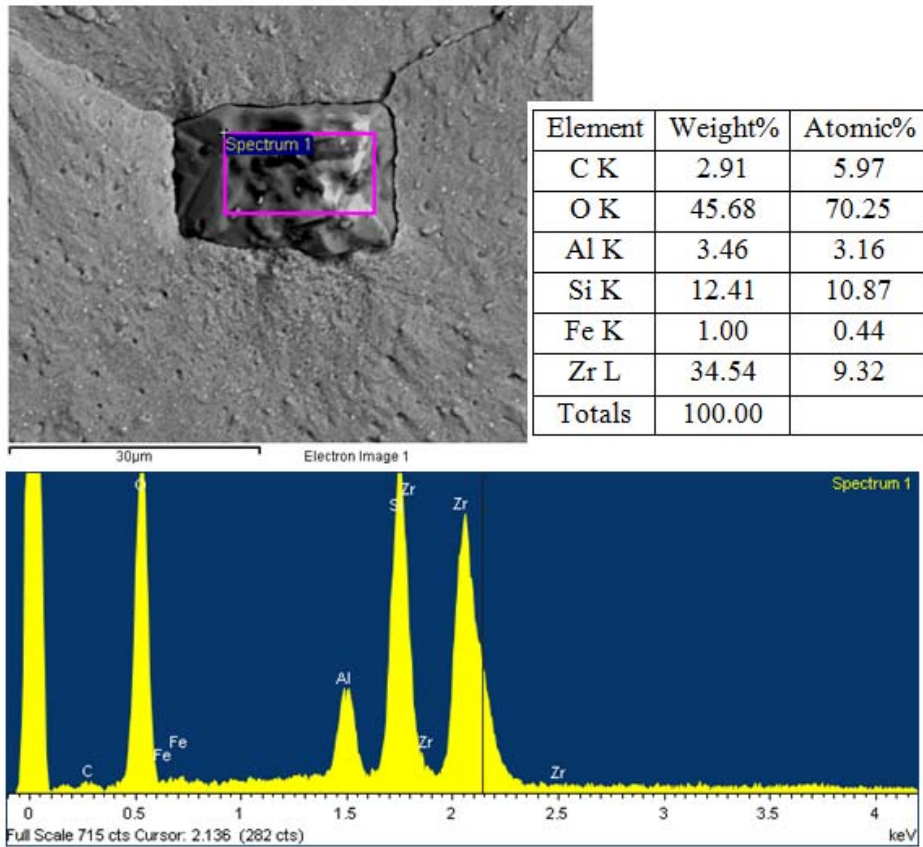


Fig 9.24 - Ossido di zirconio nel provino 15 dell'acciaio K890 e relativo spettro EDS.

Per i campioni 6 e 14 la causa della rottura non è risultata chiara. Osservando la sezione, la morfologia indica che la cricca è nucleata in superficie (figura 9.25) ma le immagini SEM non mostrano né inclusioni né difetti superficiali. E' possibile che lo strisciamento delle superfici durante la rottura abbia compromesso la possibilità di identificare la zona di innesco.

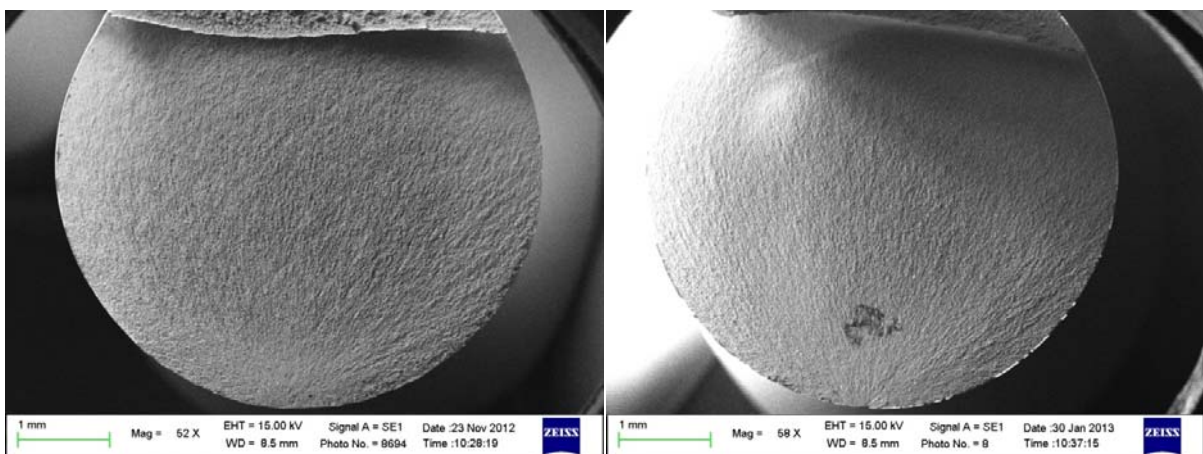


Fig.9.25- Immagini SEM delle superfici di frattura dei provini 6 e 14 dell'acciaio K890

In tabella 9.5 sono stati riportati i dati caratteristici delle inclusioni uniti ai dati di resistenza meccanica dei provini.

Considerando la serie di rotture avvenute ad una tensione nominale di 1150 MPa, è risultato chiaro come distanza dalla superficie e dimensione delle inclusioni/difetti cooperino nel definire la vita a fatica del materiale.

Come già sottolineato, è risultato alto il numero di difetti di lavorazione (probabilmente ad indicare una certa difficoltà di lavorazione del materiale), mentre la dimensione delle inclusioni è risultata in ogni caso contenuta a dimostrazione della buona qualità del processo produttivo.

K890						
Provino	Innesco	Asse Max (µm)	Asse Min (µm)	Distanza dalla superficie (µm)	N° Cicli a rottura	Carico (MPa)
4	inclusione interna	12	10	138	9632378	1150
13	inclusione interna	7	4	28	7094828	1200
15	inclusione interna	25	17	512	3538316	1150
1	difetto superficiale	100	6	0	123000	1150
5	difetto superficiale	93	6	0	7485583	1200
8	difetto superficiale	90	5	0	4217245	1150
10	difetto superficiale	190	10	0	19999	1100
12	inclusione interna	10	7	39	5380594	1150
6	Strisciamento reciproco delle superfici di frattura: analisi impossibile				743337	1200
14	Innesco non chiaramente identificato				6913843	1150

Tabella 9.5 - : Dimensione e posizione degli inneschi riscontrati sulla superficie dei campioni di fatica dell'acciaio W360 giunto a rottura.

9.6.1.2 ASP2017

In quasi tutti i campioni analizzati il cedimento a fatica si è innescato in prossimità di inclusioni non metalliche sub-superficiali (Fig. 9.26).

Sulle superfici di frattura dei provini è ben visibile il fish-eye attorno all'inclusione. Il fish-eye è molto ridotto rispetto la zona di propagazione della cricca/rottura di schianto.

Le inclusioni di forma tondeggianti hanno dimensioni tra i 10 e 20 µm e sono costituite principalmente da ossigeno, silicio e calcio.

In alcuni campioni non si è potuto analizzare la composizione chimica dell'inclusione in zona innesco della frattura in quanto c'è stata una decoesione della stessa dalla matrice stessa.

Il provino 6 si è rotto ad un numero molto basso di cicli (minore di 200.000 cicli) e analizzando la superficie di frattura si nota che la cricca ha nucleato in superficie in prossimità di un difetto probabilmente causato dalle lavorazioni meccaniche (figura 9.27).

La tabella 9.6 raccoglie i dati caratteristici delle inclusioni uniti ai dati di resistenza meccanica dei provini che non sono arrivati in run-out.

In questo caso, considerando la serie di rotture avvenute ad una tensione nominale di 1200 MPa (tabella 9.6 e figura 9.28), è risultato chiaro come distanza dalla superficie e dimensione delle inclusioni/difetti, cooperino nel definire la vita a fatica del materiale.

La dimensione delle inclusioni è risultata in ogni caso contenuta e pressoché costante anche in questo caso a dimostrazione della buona qualità del processo produttivo.

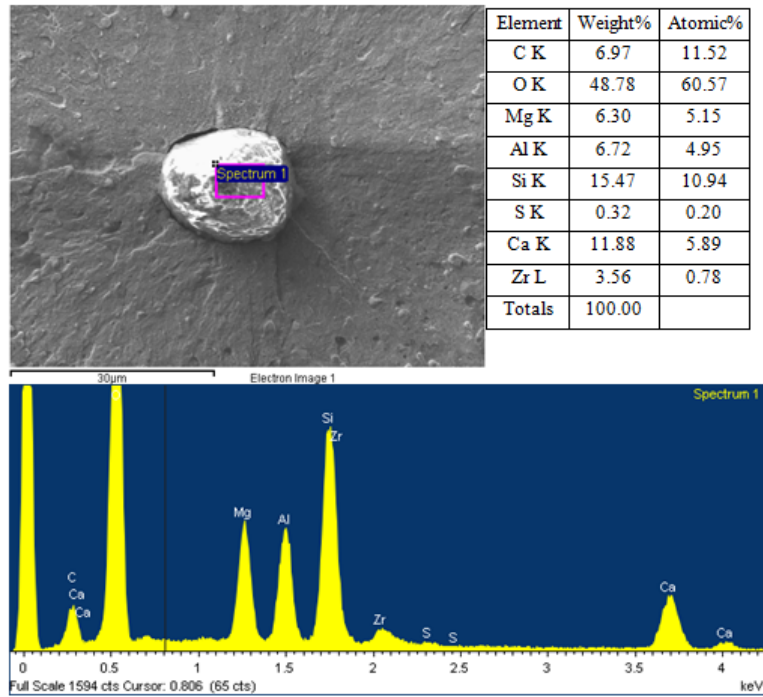


Fig.9.26 - Silicato di calcio nel provino 4 dell'acciaio ASP2017 e relativo spettro EDS.

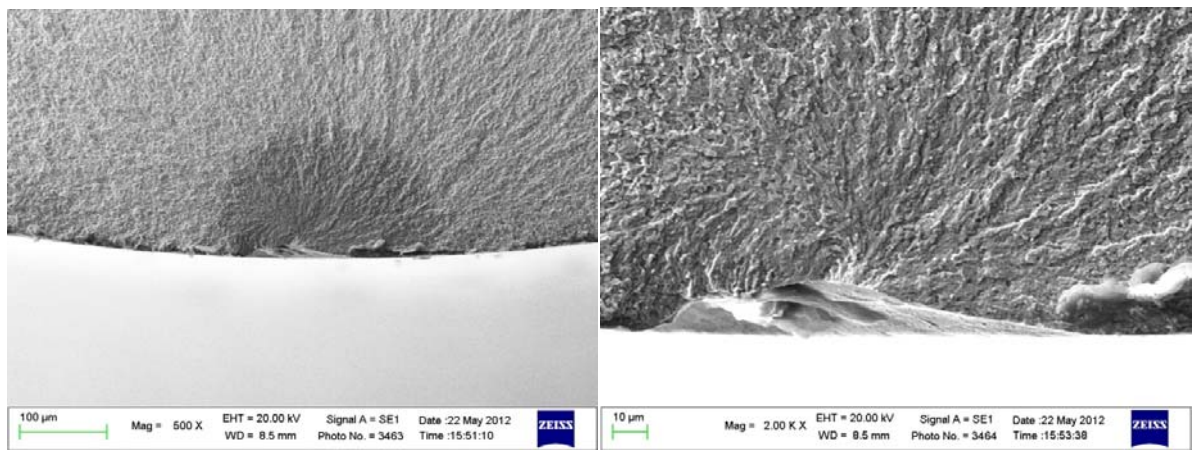


Fig.9.27 - Difetto superficiale nel provino 6 di ASP2017.

ASP2017						
Provino	Innesco	Asse Max (µm)	Asse Min (µm)	Distanza dalla superficie (µm)	N° Cicli a rottura	Carico (MPa)
6	difetto superficiale	121	14	0	171288	1200
2	inclusione interna	17		215	2736125	1200
3	inclusione interna	18		44	1564506	1200
4	inclusione interna	18		66	1496712	1200
9	inclusione interna	17		180	2878795	1200
14	inclusione interna	12		100	4921050	1200
10	inclusione interna	13	17	114	796539	1150
11	inclusione interna	15		154	1982885	1150

Tabella 9.6 - : Dimensione e posizione degli inneschi riscontrati sulla superficie dei campioni di fatica dell'acciaio ASP2017 giunto a rottura.

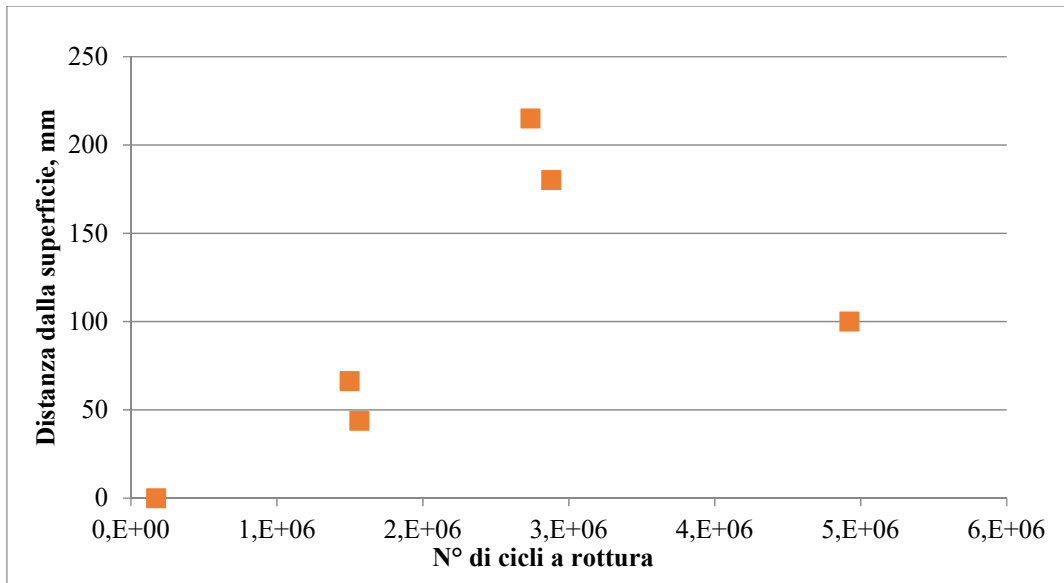


Fig.9.28- Relazione fra il numero di cicli a rottura e la distanza dell'innescò dalla superficie per i provini in acciaio ASP2017 testati ad una tensione alterna nominale di 1300MPa.

9.6.1.3 GKHW nitrurato

L'acciaio nitrurato GKHW ha evidenziato un comportamento frattografico differente rispetto ai provini realizzati in acciaio da metallurgia delle polveri.

Anche in questo caso, un'inclusione funge da innescò dando luogo ad un chiaro fish-eye ed una zona di propagazione/schianto (figura 9.29).

Al contrario di quanto osservato per gli altri acciai però, la zona di schianto è risultata centrale a dimostrazione che la propagazione della cricca, una volta innescatasi, è avvenuta nella zona superficiale del provino, più dura e dunque meno tenace a causa del processo di nitrurazione.

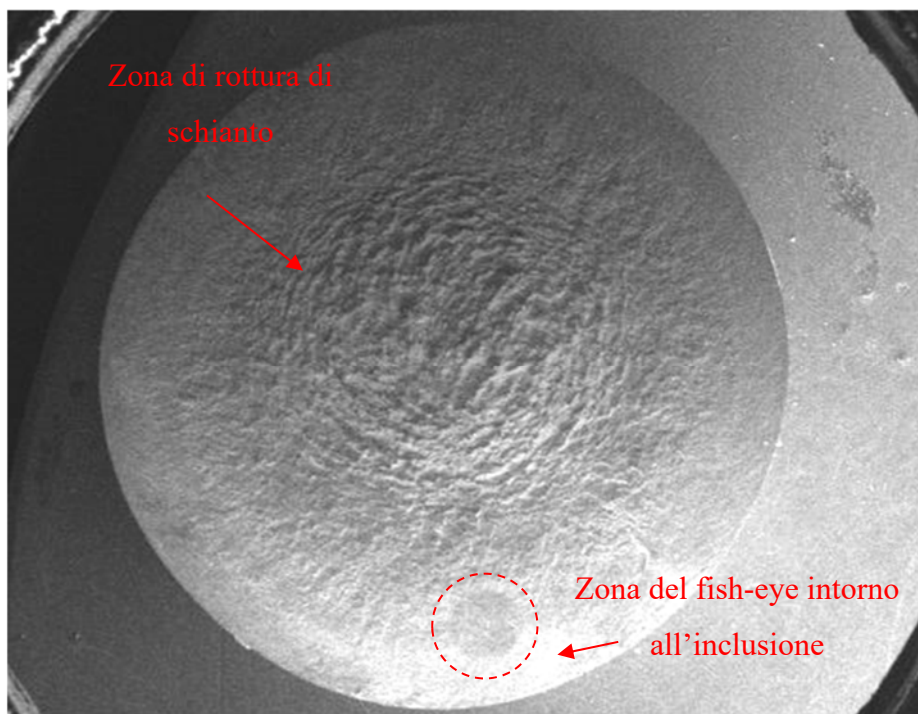


Fig.9.29- superficie di frattura del provino 2

Inoltre, differentemente dagli altri acciai, l'innesco non è mai stato riscontrato in prossimità della superficie ma sempre ad oltre 500 μm da essa.

Come visibile in figura 9.30, osservando le superfici a basso ingrandimento è sempre presente una corona circolare dello spessore di circa 350 μm in cui si raggiunge la durezza media di 550 HV1 (figura 9.31) e che costituisce probabilmente una zona di confine nella precipitazione di nitruri/carbonitruri.

Al di sotto di essa risulta poi evidente la presenza di una seconda corona che termina ad una profondità di circa 550 μm e che corrisponde allo spessore di nitrurazione.

Considerando quanto detto sulla posizione degli inneschi, si può affermare che lo strato nitrurato, probabilmente a seguito delle tensioni residue di compressione indotte, inibisce la formazione di cricche. Non avrebbe infatti senso ritenere che lo strato nitrurato possa essere privo di inclusioni.

Quest'ultime sono state caratterizzate in termini di dimensioni, posizione e composizione chimica. In generale si è rilevata la presenza di inclusioni di forma tondeggianti (figura 9.32-a) a meno di quella rilevata sul campione 5 (figura 9.32-b).

Sul campione 6 non è stato invece possibile riscontrare la presenza di alcuna inclusione.

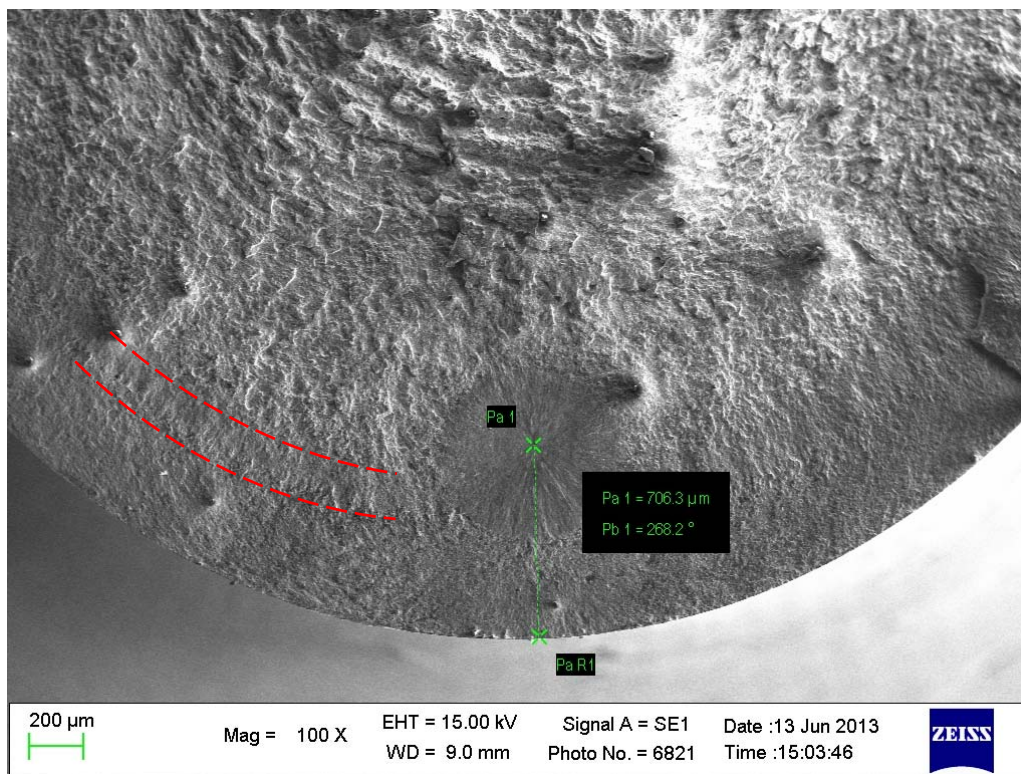


Fig.9.30- Superficie del campione 5: chiaramente in primo piano il fish-eye che si estende fino a circa 350 μm dalla superficie in corrispondenza della quale si nota una corona circolare (riscontrata su tutti i provini) e probabilmente corrispondente ad un certo tipo di precipitazione di nitruri/carbonitruri ed una durezza corrispondente di circa 550 HV1. Più internamente, una ulteriore corona evidenzia la fine dello strato di nitrurazione (circa 550 μm dalla superficie) che lascia poi spazio alla zona di schianto.

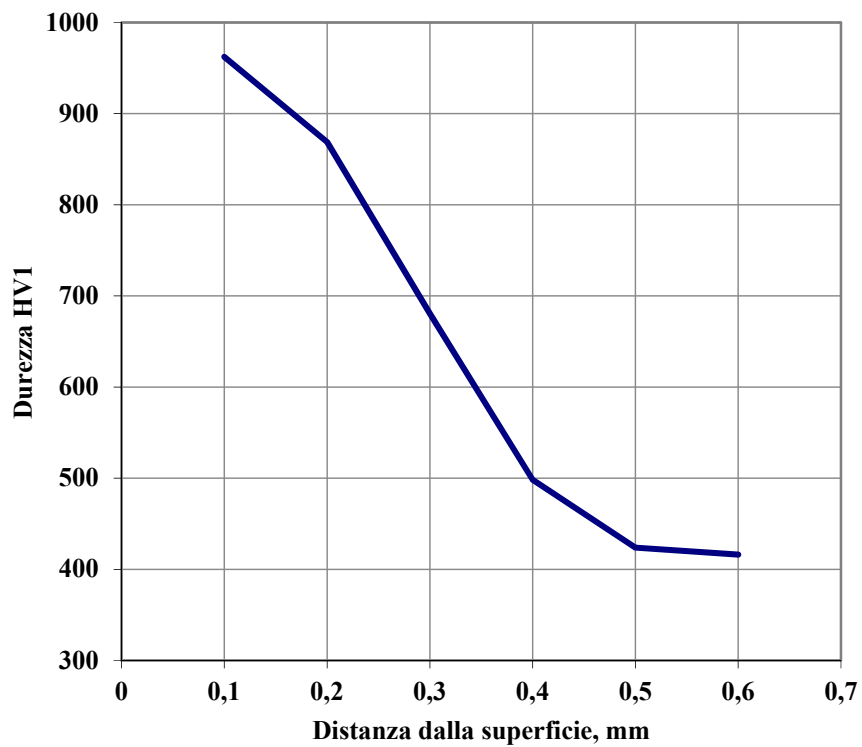


Fig.9.31- Profilo di durezza eseguito su un campione metallografico. Il profilo evidenzia uno spessore dello strato di nitrurazione dell'ordine dei 550 μm .

L'analisi chimica delle inclusioni ha evidenziato che si tratta sempre di composti principalmente a base di ossigeno, silicio, calcio ed alluminio. Un esempio di spettro ottenuto è riportato in figura 9.33.

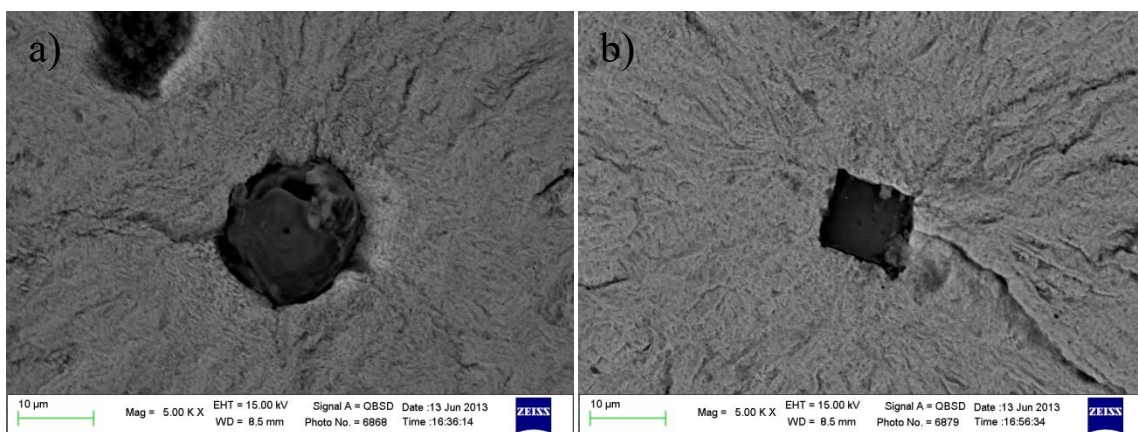
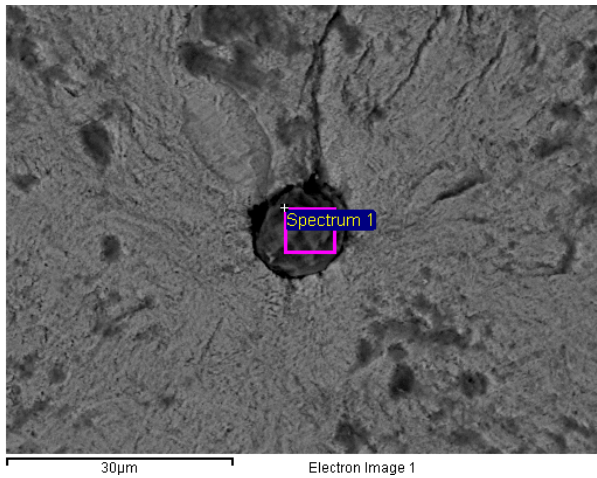


Figura 9.32: inclusioni non metalliche riscontrate sui provini 15 (a) e 5 (b)



Element	Weight%	Atomic%
C K	3.74	6.93
O K	40.14	55.80
Mg K	1.07	0.98
Al K	12.34	10.17
Si K	9.49	7.51
S K	4.20	2.91
Ca K	26.23	14.55
Ti K	0.57	0.26
Fe K	2.23	0.89
Totals	100.00	

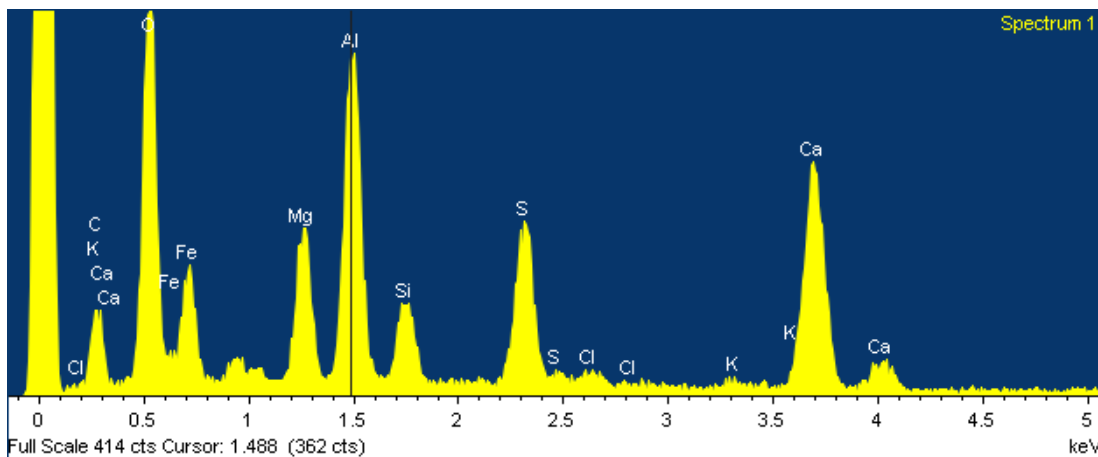


Figura 9.33: spettro EDS relativo all'innesco identificato sul provino 2

I risultati relativi a forma, dimensione e posizione degli inneschi, assieme al numero di cicli a rottura e livello di carico relativi a ciascun provino sono riportati in tabella 9.7.

GKHW nitrurato						
Provino	Innesco	Asse Max (µm)	Asse Min (µm)	Distanza dalla superficie (µm)	N° Cicli a rottura	Carico (MPa)
1	inclusione	14		600	298208	1050
2	inclusione	12		580	2417950	1000
5	inclusione	11		600	1929716	1050
4	????				1496712	1000
8	inclusione	14		700	4217189	1000
9	inclusione	20		530	6589497	950
14	inclusione	30	16	900	9828388	1050
15	inclusione	18		520	1916172	1000

Tabella 9.7: Dimensione e posizione degli inneschi riscontrati sulla superficie dei campioni di fatica dell'acciaio GKHW nitrurato giunto a rottura.

Considerando i risultati relativi alle tensioni di 1000MPa e 1050MPa si conferma la dipendenza tra la posizione dell'innesco ed il numero di cicli a rottura (figura 9.34).

Dalla tabella risulta inoltre chiaro come anche in questo acciaio prodotto mediante ESR, il processo produttivo sia in grado di limitare decisamente la presenza e le dimensioni delle inclusioni.

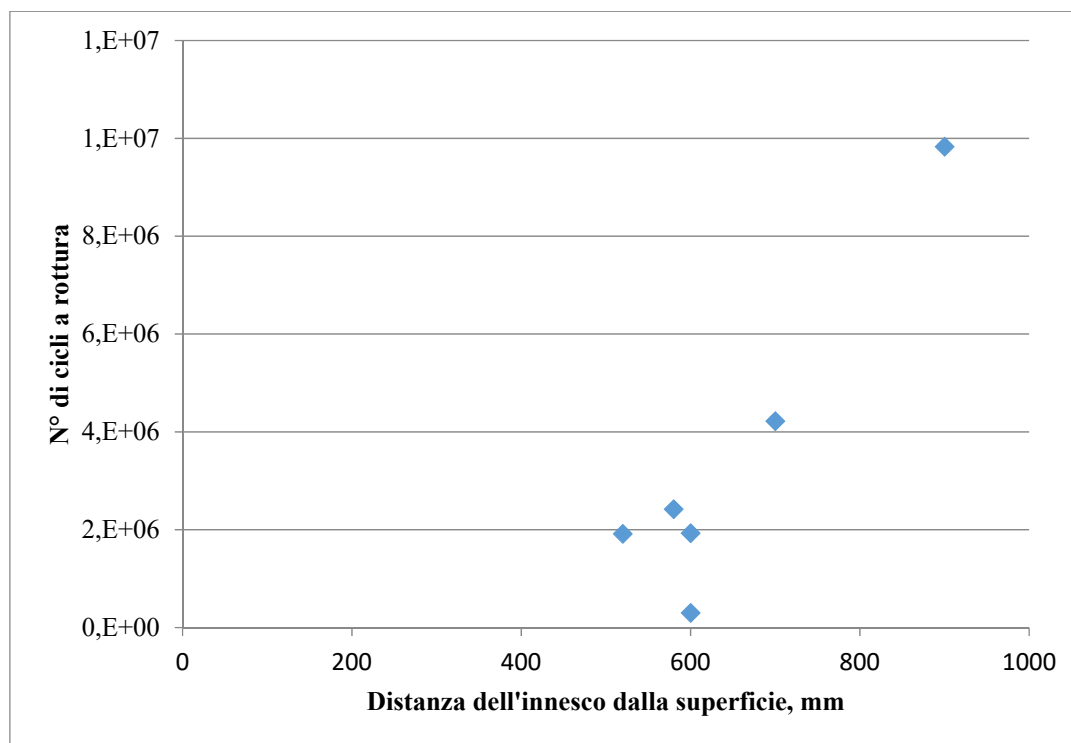


Figura 9.34: dipendenza del numero di cicli a rottura dalla posizione dell'innesco

9.6.1.4 Considerazioni generali

A conclusione delle analisi frattografiche si riportano in figura 9.35 i valori medi del diametro delle inclusioni riscontrate sulle superfici di frattura dei diversi acciai con la finalità di confrontare le qualità dei processi produttivi.

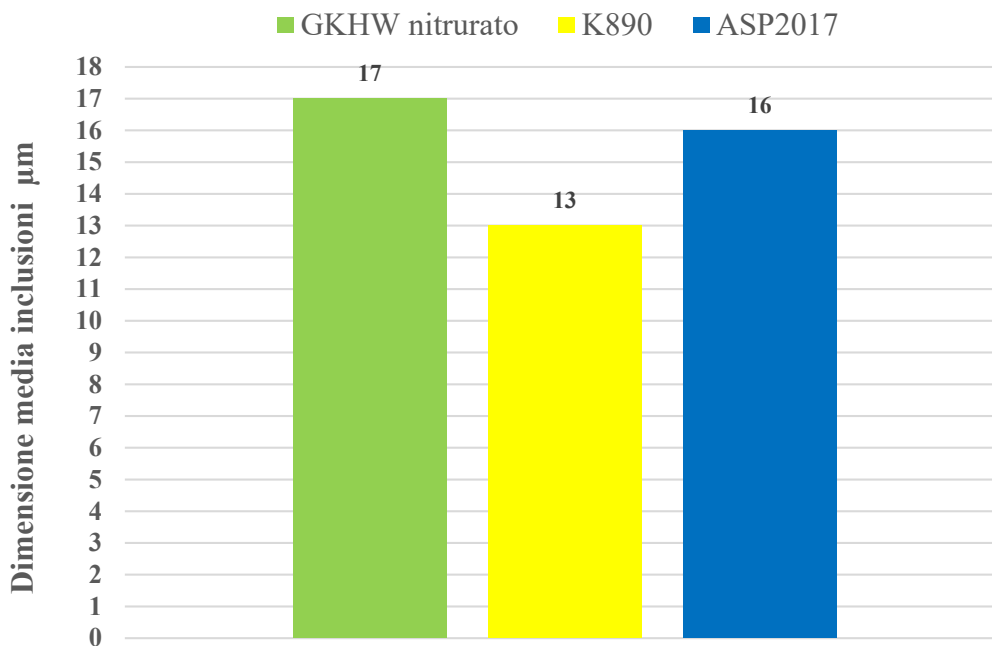


Fig.9.35 - Diametro medio delle inclusioni riscontratei sulle superficie di frattura dei campioni di fatica in GKHW nitratato, ASP2017 e K890.

Considerando i risultati ottenuti è evidente che tutti gli acciai, ottenuti sia mediante processi di metallurgia delle polveri (K890 e ASP2017) sia con tecniche di rifusione ESR (GKHW) sono caratterizzati da inclusioni di dimensioni particolarmente ridotte.

Le dimensioni delle inclusioni nei diversi acciai sono confrontabili e dunque, in generale, considerando che la natura di queste inclusioni è, eccetto rare eccezioni, analoga in tutti gli acciai, si può affermare che sia il processo PM che il processo ESR garantiscono un ridottissimo tenore inclusionale limitando fortemente le dimensioni delle eterogeneità presenti.

Dopo aver terminato le prove di fatica a flessione rotante su provini lisci ed averne esaminato le superfici di frattura, i dati sono stati uniti ai dati sperimentali di tutti gli acciai derivanti dalla precedente sperimentazione e confrontati con i valori calcolati utilizzando le formule proposte da Murakami [6][7][8] che considerano l'effetto dannoso sulla vita a fatica della presenza di inclusioni e difetti.

Le analisi condotte in questo studio hanno confermato che le cricche di fatica in questi acciai si sviluppano fondamentalmente da difetti superficiali e inclusioni non metalliche.

Per gli acciai da utensili studiati i carburi primari non sono mai stati innesco di cricche in quanto presentano dimensioni medie (cfr. analisi microstrutturali) molto inferiori se paragonate a quelle delle inclusioni.

Per ogni superficie di frattura osservata è stata misurata l'area del difetto e la sua distanza dalla superficie; nota la dimensione dell'inclusione è stato calcolato il limite di fatica con una delle formule sviluppate da Murakami in funzione della posizione del difetto rispetto alla superficie:

- Inclusioni non metalliche/cricche/difetti superficiali :

$$L_f = \frac{1.43(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}}$$

- Inclusione non metalliche/cricche/difetti a contatto con la superficie.

$$L_f = \frac{1.41(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}}$$

- Inclusione non metalliche/cricche/difetti interni.

$$L_f = \frac{1.56(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}}$$

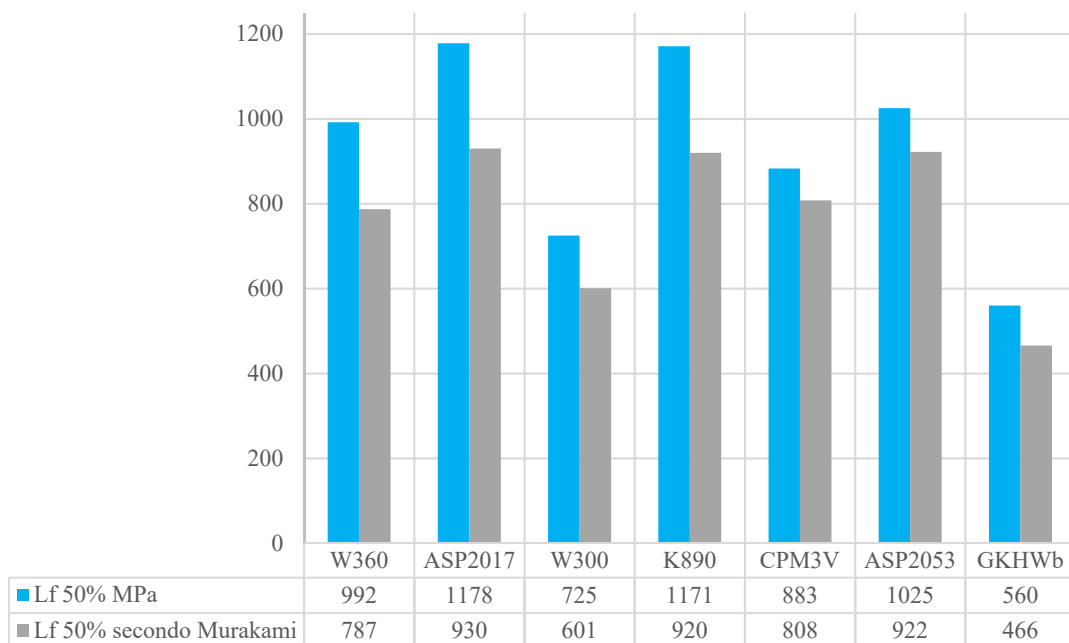


Fig.9.36 – Confronto tra limite di fatica al 50% rilevato da prove sperimentali e quello calcolato con le formule di Murakami

Il valore così determinato per ogni provino è stato mediato e confrontato con il limite di fatica ottenuto per i diversi acciai. I risultati sono riportati in figura 9.36.

Dal grafico appare chiaro che la formula tende a sottostimare la vita a fatica del materiale tanto più quanto maggiore è il suo limite di fatica; tale aspetto è riconducibile presumibilmente al livello qualitativo più scadente degli acciai con i quali fu condotta la sperimentazione da parte di Murakami. Ovviamente, nel confronto non è stato considerato l'acciaio GKHW nitrurato in quanto il modello non è valido per acciai che prevedono trattamenti termochimici di indurimento.

9.6.2 Provini intagliati

9.6.2.1 ASP2017 e K890

L'osservazione delle superfici di frattura relative ai provini intagliati realizzati in acciai altoresistenziali K890 e ASP2017 mostrano come tutte le rotture abbiano avuto origine sul piano dell'intaglio in posizione superficiale dove le sollecitazioni applicate sono massime.

L'intensificazione degli sforzi legata alla presenza dell'intaglio ha un effetto molto marcato sul materiale che cede all'apice dell'intaglio ricreando poi uno schema di propagazione simile a quello dei provini non intagliati.

In nessun provino esaminato è stato possibile individuare una netta distinzione tra le zone di propagazione instabile e schianto, le quali presentano una morfologia praticamente identica.

Questo è imputabile alla ridotta tenacità a frattura del materiale per cui una volta che la cricca nuclea e raggiunge una dimensione critica (poche decine di micron) si propaga ad alta velocità rendendo difficile la separazione tra propagazione instabile e schianto.

La zona di propagazione stabile, invece, occupa una porzione molto ridotta intorno all'inesco, con un raggio di circa 80/100 μm , in cui sono visibili le tipiche striature di fatica indicative del meccanismo di avanzamento della cricca.

Su tale tipologia di acciai, la nucleazione della cricca occupa la quasi totalità della vita a fatica del componente.

Le osservazioni effettuate non hanno evidenziato rotture nucleate a partire da inclusioni non metalliche (con o senza area ruvida) a causa dell'estrema localizzazione delle tensioni connessa all'intaglio, la quale minimizza la probabilità di esistenza di un difetto critico.

Sono stati spesso identificati inneschi multipli, riconoscibili grazie alla presenza dei tipici ratchet marks, rappresentativi dell'intersezione dei piani di propagazione di cricche nucleate in punti diversi), soprattutto nel caso di rotture a basso numero di cicli.

In Fig.9.37-9.38 sono state riportate alcune immagini rappresentative.

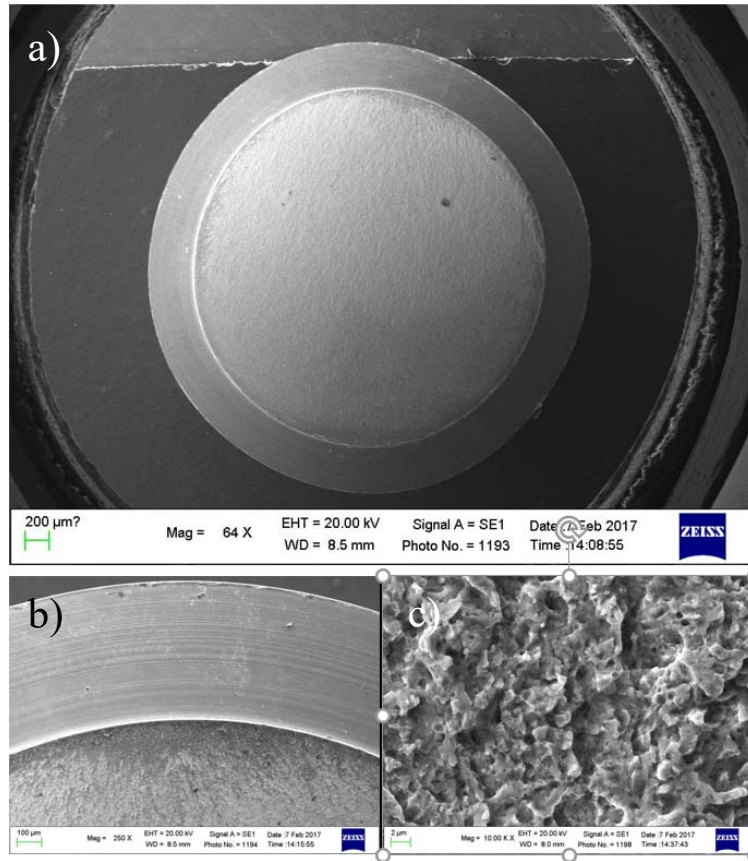


Fig.9.37 – Frattografie SEM del provino 4 in acciaio K890 rotto dopo 2.7mln a 750MPa: a) macro; b) dettaglio della zona di dell'innesco; c) morfologia della zona di schianto.

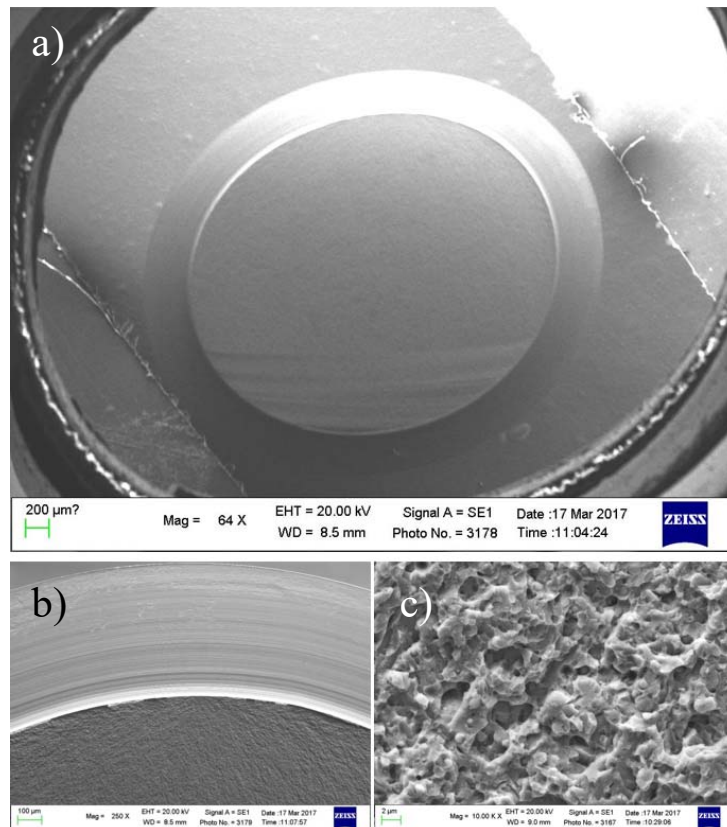


Fig.9.38 – Frattografie SEM del provino 8 in acciaio ASP2017 rotto dopo 0.3 mln a 650MPa: a) macro; b) dettaglio della zona di dell'innesco; c) morfologia della zona di schianto.

9.6.2.2 GKHW nitrurato

Sulla superficie di frattura sono ben riconoscibili le zone d'innesco superficiali, contraddistinte dalla presenza di ratchet marks.

In tutti i provini la zona di schianto, al contrario di quanto evidenziato sui provini non intagliati, non è centrale ma posizionata asimmetricamente. Tale aspetto è tipico per rotture su particolari intagliati. In figura 9.39 è riportata la superficie di frattura del provino 2 (600 MPa, 504000 cicli).

Il provino 4, testato ad un carico superiore, presenta una zona di schianto più estesa. Fig.9.40

La zona di propagazione osservata sui diversi provini presenta alcune differenze dipendenti dal livello di carico applicato.

Come evidente in figura 9.41 i provini 4 e 1 presentano striature e cricche secondarie, molto più evidenti sul provino 4. Il provino 5 invece non mostra la presenza di cricche secondarie.

Il provino 4, che presenta le cricche di entità superiore, è stato testato ad una tensione molto alta, di 750 MPa; il numero 1, meno criccato, è stato testato a 650 MPa; infine il 5, che non presenta le cricche secondarie, è stato testato ad una tensione ancora più bassa, 600 MPa.

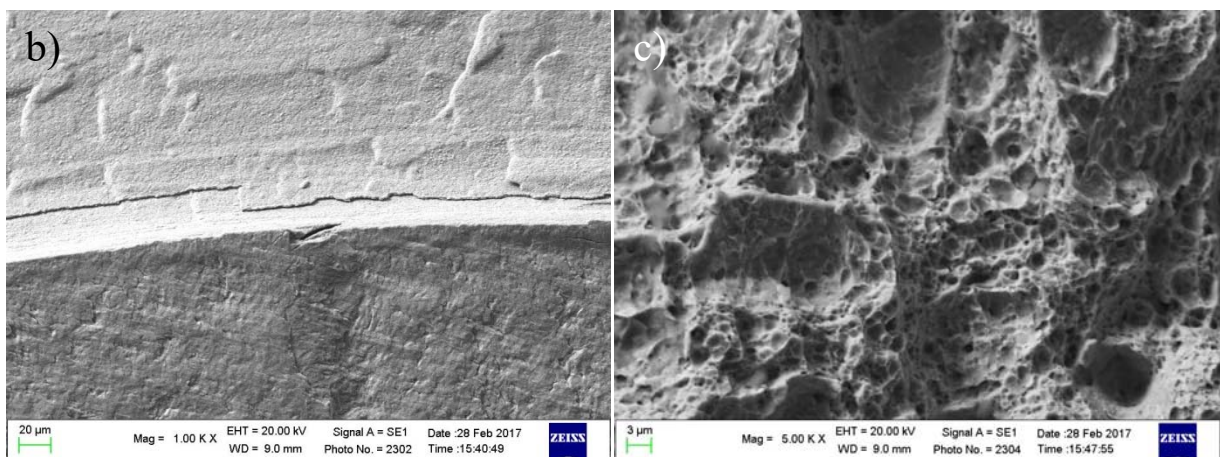
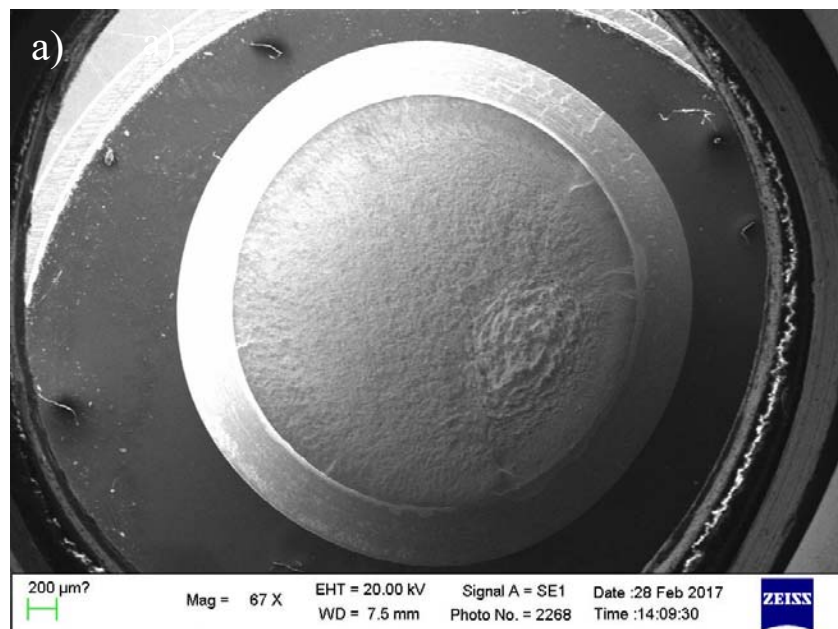


Fig.9.39 – Frattografie SEM del provino 2 in GKHW nitrurato rotto dopo 504000 cicli a 600 MPa nominali: a) macro; b) dettaglio della zona di dell'innesco; c) morfologia della zona di schianto.

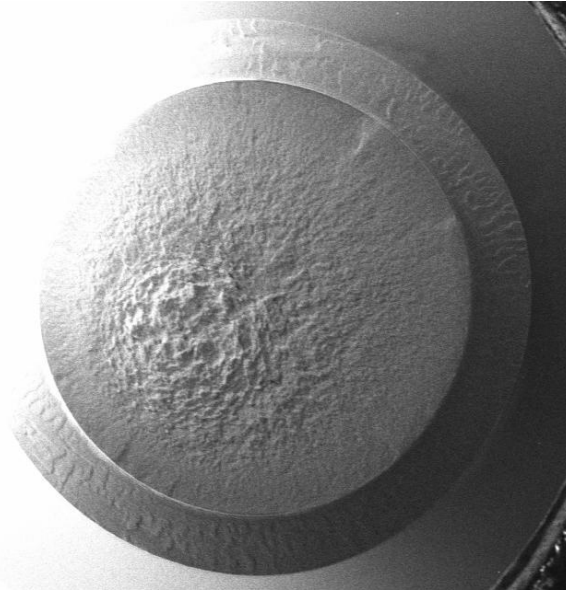


Fig.9.40 – Frattografie SEM del provino 4 in GKHW nitrurato rotto dopo 14000 cicli a 750 MPa nominali

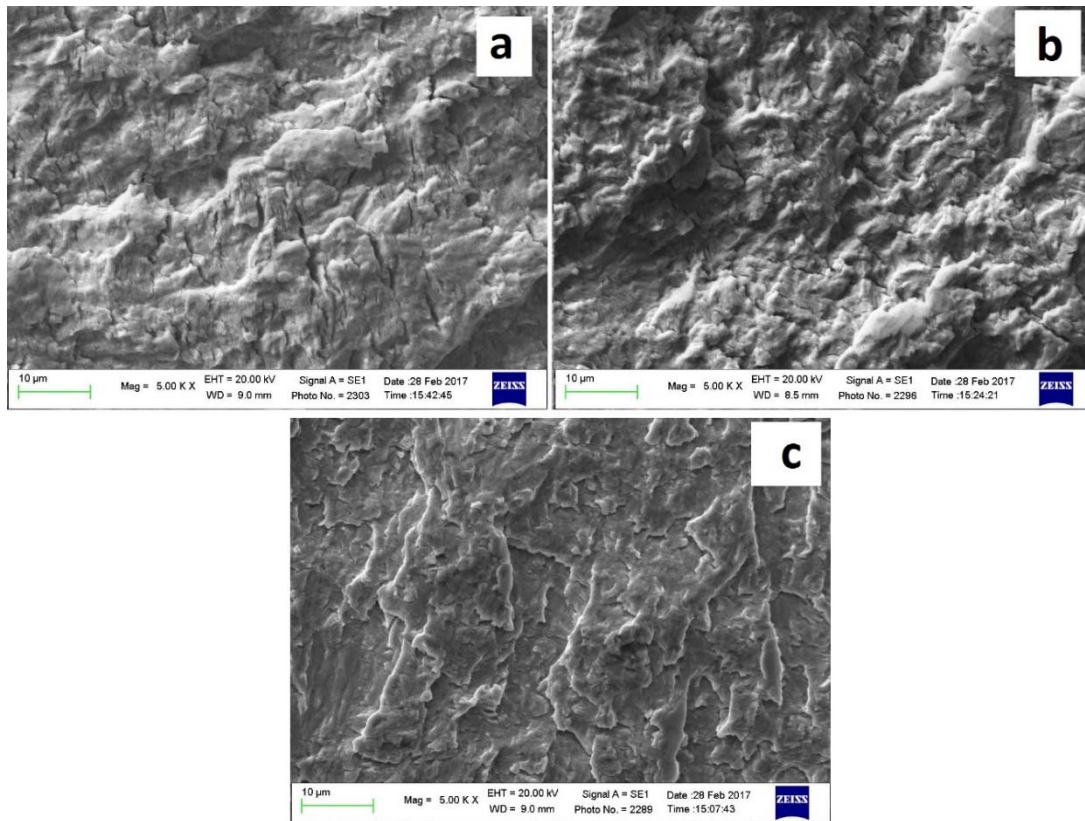


Fig.9.41 – (a) zona di propagazione provino 4 (750 MPa, 14000 cicli); (b) zona di propagazione del provino 1 (650 MPa, 72000 cicli); (c) zona di propagazione provino 5 (600 MPa, 3883000 cicli).

In prossimità della superficie di tutti i provini sono stati identificati distacchi e cricature della coltre bianca, soprattutto nella zona dello strato esterno più poroso (Fig. 9.42).

In alcuni casi sono stati evidenziati difetti imputabili alla lavorazione meccanica precedente la nitrurazione.

In merito ai distacchi di coltre bianca, è possibile che questi siano avvenuti a seguito della propagazione.

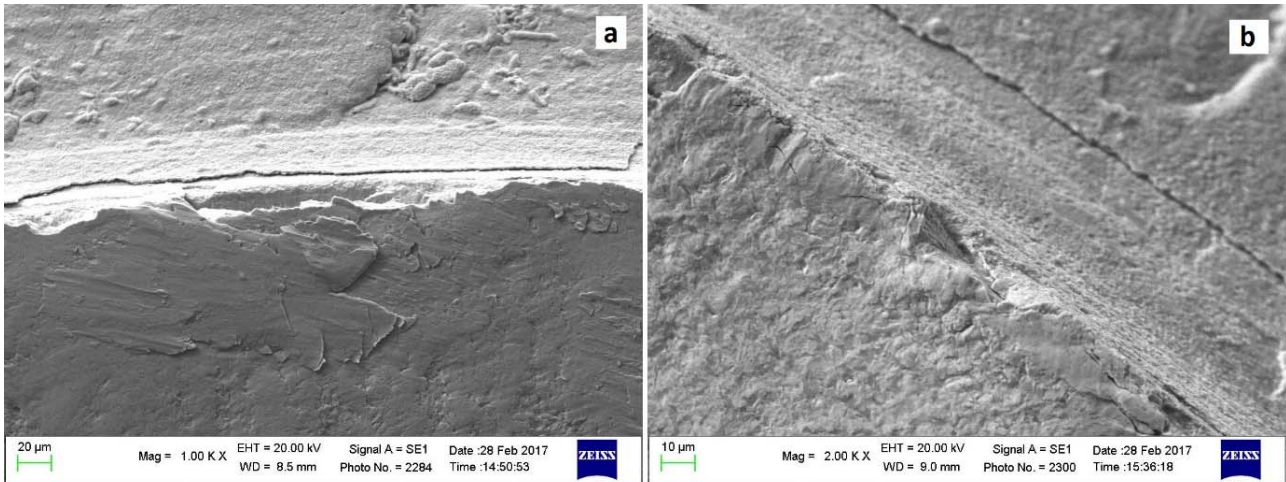


Fig.9.42 – (a) Distacco dello strato esterno della coltre bianca (provino 5, 600 MPa, 3883000 cicli). (b) Difetto di lavorazione (Provino 4, 750 MPa, 14000 cicli)

Su un solo provino (n°2 testato a 600 MPa), è stata identificata la presenza di alcune inclusioni non metalliche, che comunque non hanno contribuito alla sua rottura.

Chimicamente le inclusioni rilevate sono costituite da:

- ossidi di alluminio, di dimensioni pari a circa 40 e 80 μm rispettivamente, tali dimensioni risultano maggiori se confrontate con quelle delle inclusioni rilevate nella passata sperimentazione (30 μm).
- composti a base silicio, zolfo e calcio, di dimensioni di circa 20 μm .

Di seguito sono riportati i relativi spettri EDS. Fig.9.43

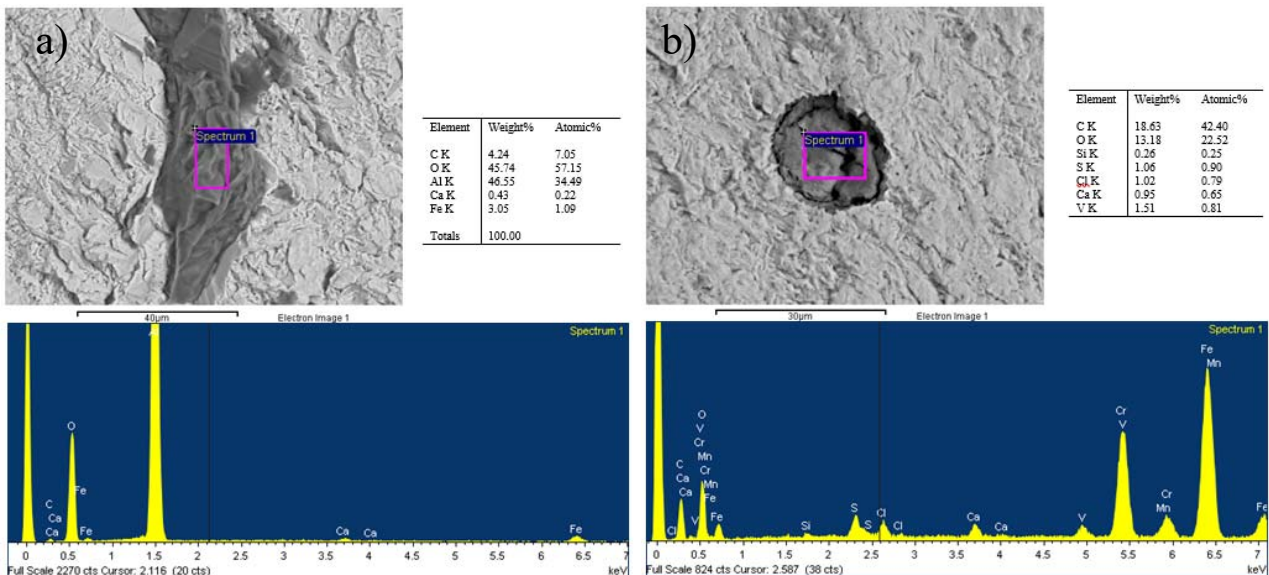


Fig.9.43 – a) Spettro EDS di un ossido di alluminio b) spettro EDS di un composto, S e Ca.

9.6.3 Provini intagliati pallinati

9.6.3.1 ASP2017

Procedendo con osservazioni ingrandimenti 200X è stato possibile determinare la zona di propagazione stabile, tale zona è caratterizzata sia dalla presenza di inneschi singoli che multipli Fig.9.44.

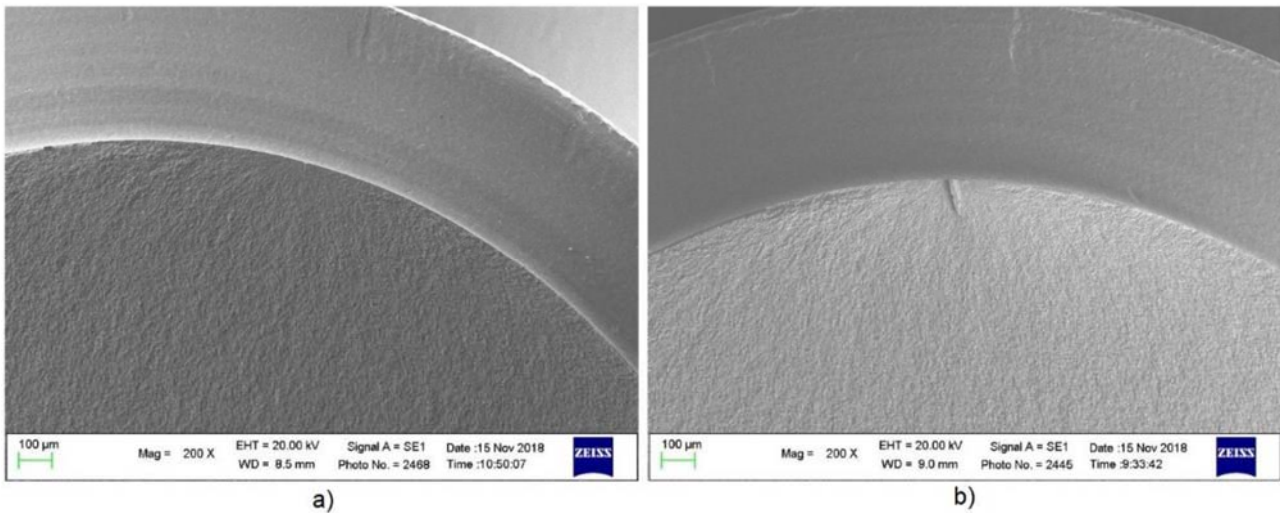


Fig.9.44 –immagini a 200X delle aree di innesco e propagazione dei provini a)15 (800 MPa; 200000 cicli) e b) 10 (700 MPa; 47000 cicli)

In base alle osservazioni effettuate sui provini è evidente la presenza di segni di lavorazione anche dopo la pallinatura. In corrispondenza di tali discontinuità è stata oggettivata la presenza delle zone d’innesco della frattura.

Su tale classe di provini gli inneschi sono sempre stati individuati in superficie, in corrispondenza di piccole “isolate” discontinuità conseguenti all’azione dei media di pallinatura Fig.9.45.

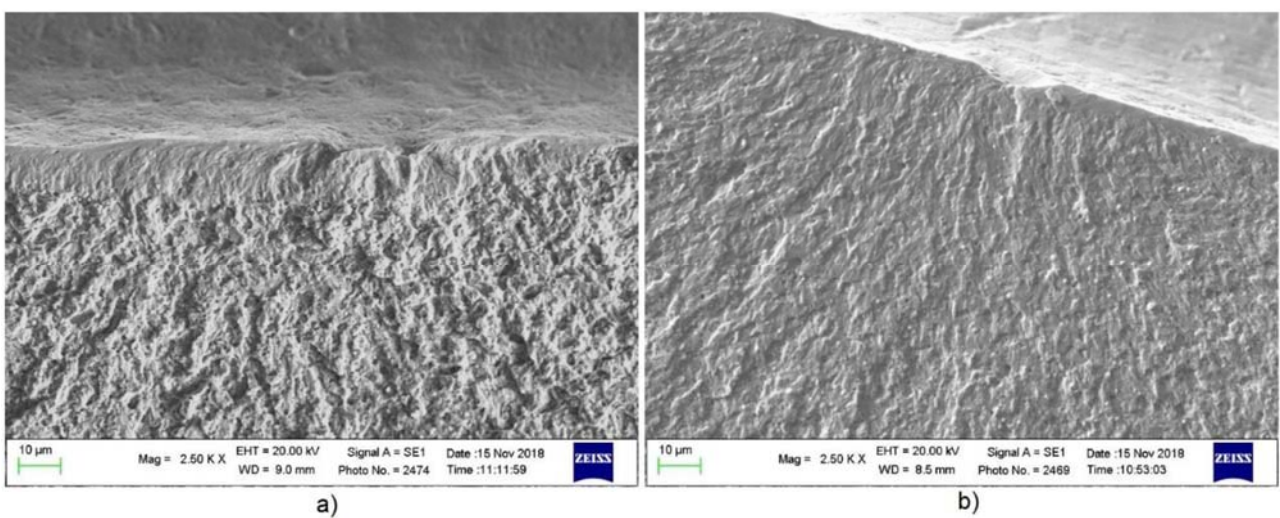


Fig.9.45 –Zone di innesco e propagazione dei provini a)12 (800 MPa; 6000000 cicli) e b) 15 (800 MPa; 200000 cicli)

Una singolarità imputabile alla presenza di un elevato K_t e del contestuale stato di compressione della superficie è l'andamento con cui propaga la cricca, che invece di procedere verso il centro del provino avanza inizialmente in direzione parallela alla superficie Fig.9.46.

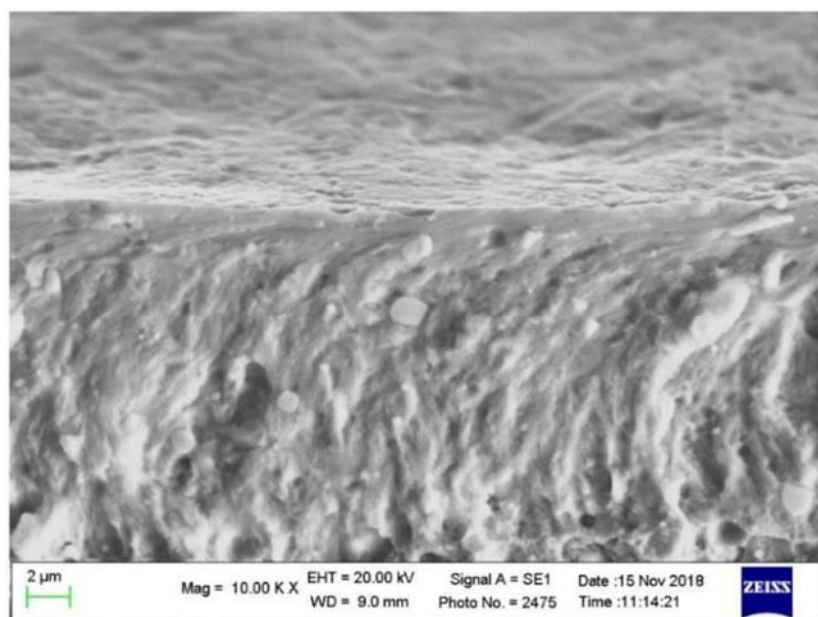


Fig.9.46 –Propagazione circonferenziale della cricca evidenziata su provino 11 (800 MPa; 150000 cicli)

9.6.3.2 K890

Procedendo con osservazioni ad ingrandimenti 200X è stato possibile evidenziare come le difettosità dell'intaglio rimangono ben evidenti anche dopo la pallinatura e proprio in prossimità di tali discontinuità si ha la nucleazione della cricca.

Le osservazioni effettuate ad alto ingrandimento evidenziano in maniera piuttosto chiara la presenza di difetti di lavorazione meccanica in zona intaglio.

La pallinatura è in grado di appiattire e chiudere talvolta le discontinuità ma non totalmente, quindi rimangono siti preferenziali di innesco Fig.9.47-9.48.

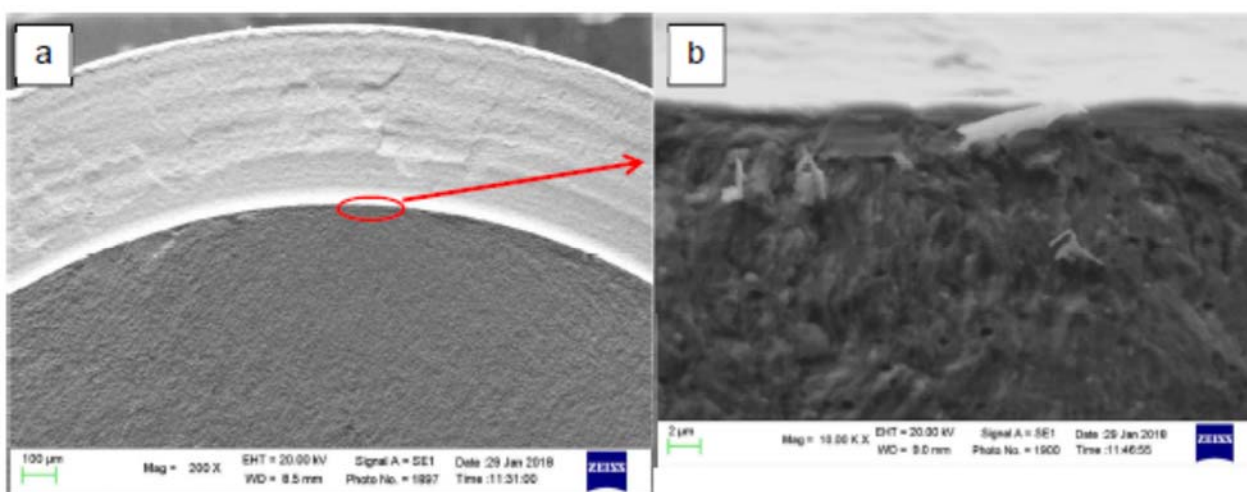


Fig.9.47 –Superficie di frattura evidenziata su provino 9 (650 MPa; 400000 cicli)

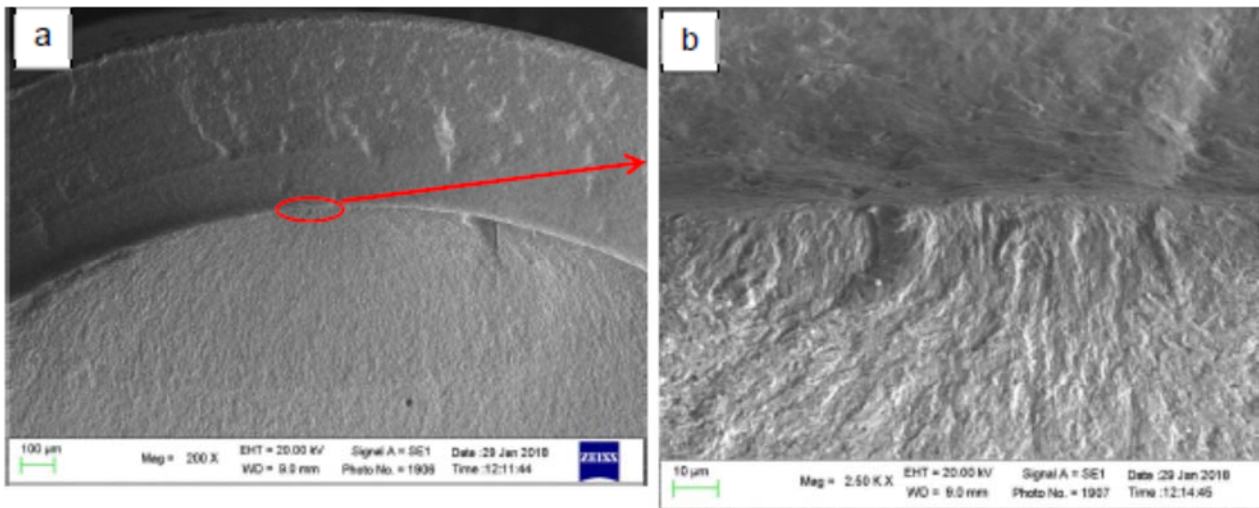


Fig.9.48 –Superficie di frattura evidenziata su provino 16 (650 MPa; 2.5 M cicli)

9.6.3.3 GKHW nitrurato

Macroscopicamente i provini intagliati e pallinati, presentano una morfologia identica a quella osservata sui provini intagliati e non pallinati, caratterizzata dalla presenza d'ineschi multipli disposti superficialmente. Fig.9.49

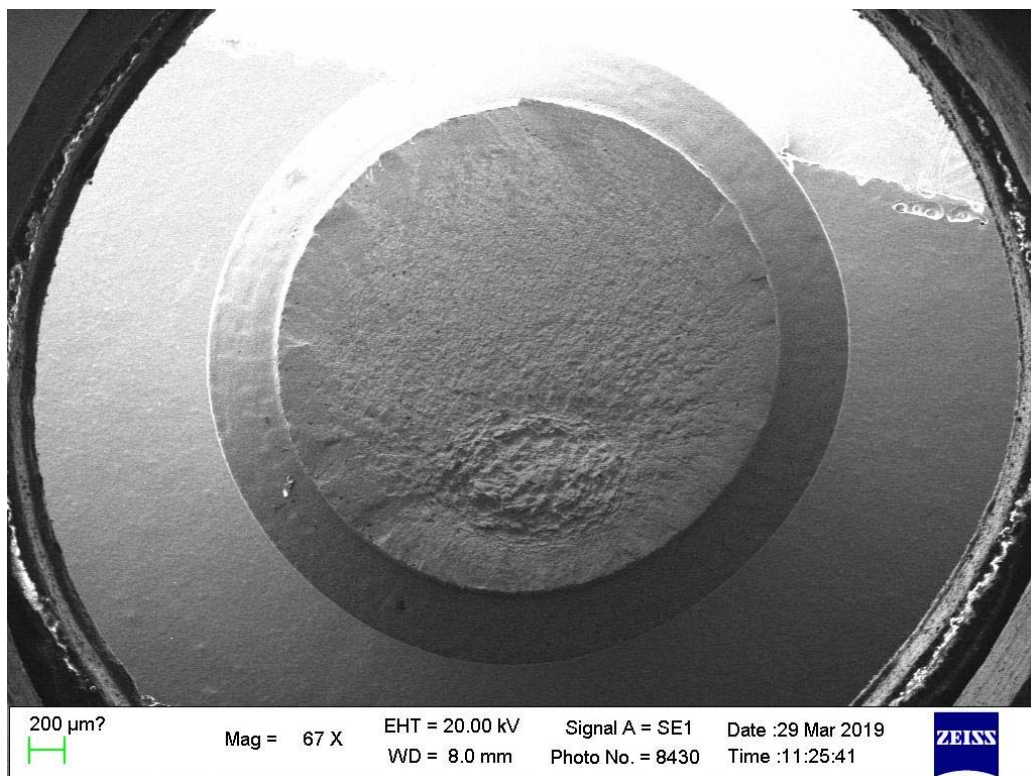


Fig.9.49 –Superficie di frattura evidenziata su provino 9 (600 MPa; 214000 cicli)

Le osservazioni effettuate ad alto ingrandimento in zona intaglio hanno evidenziato la presenza di residui di coltre bianca nella zona del raggio di fondo intaglio; tale aspetto dimostra che il trattamento di sabbatura preliminare con Al_2O_3 atto a rimuovere la coltre bianca non è risultato essere efficace.

Tale evidenza spiegherebbe il motivo per cui il trattamento di pallinatura effettuata dopo nitrurazione nella zona dell'intaglio, è risultato essere inefficace dal punto di vista della resistenza alla fatica. La presenza di coltre bianca (strato molto duro e fragile), schermando il substrato, ha inibito l'introduzione di tensioni residue a seguito del trattamento di pallinatura Fig.9.50.

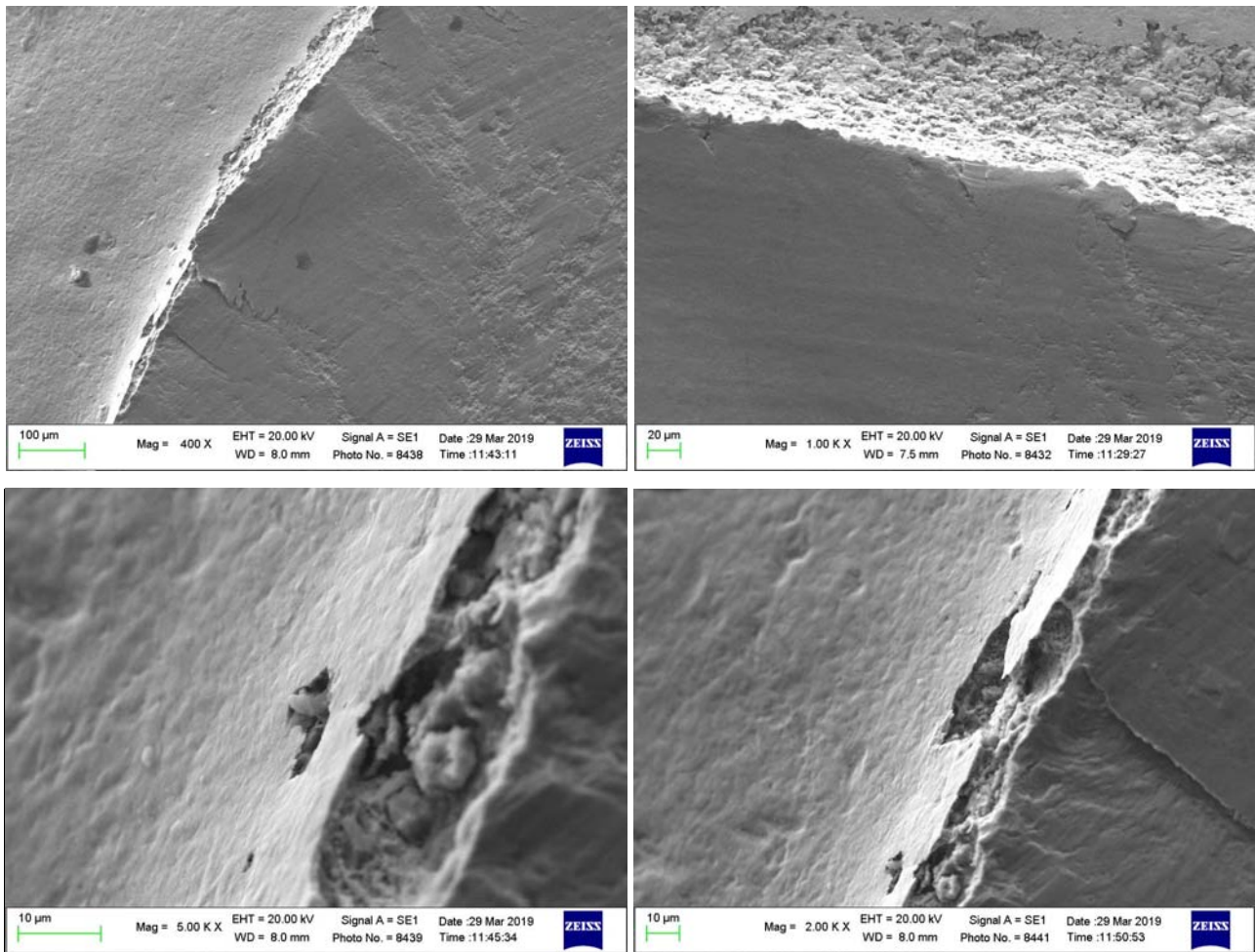


Fig.9.50 –Presenza di coltre bianca in zona fondo intaglio su provino 9 (600 MPa; 214000 cicli)

10 Conclusioni

La presente attività di ricerca ha previsto una completa caratterizzazione del comportamento a fatica di acciai ultra-altoresistenziali, allo scopo di valutare la possibilità di un loro utilizzo nella produzione di componenti motore di motociclette da competizione in sostituzione degli acciai da nitrurazione attualmente utilizzati. Conseguentemente a tali attività è possibile fare le seguenti considerazioni:

- I risultati delle prove di fatica a flessione rotante effettuate su provini non intagliati e intagliati ($kt=3$) realizzati con gli acciai ottenuti da metallurgia delle polveri ASP2017 e K890 hanno evidenziato come questi abbiano una resistenza a fatica (sia su provino liscio che intagliato) molto simile o superiore a quella dell'acciaio GKHW nitrurato. In particolare è stato quantificato un incremento circa del 20% su provini non intagliati e del 15% su provini intagliati.
- Il trattamento di pallinatura controllata UFS70/8-10N/200% è risultato essere molto efficace se applicato agli acciai da metallurgia delle polveri ASP2017 e K890 in presenza di intaglio geometrico. In particolare è stato riscontrato indurre un incremento della resistenza alla fatica pari al 20%.
- L'incremento della resistenza a fatica osservato su provini intagliati pallinati realizzati in acciai ultra-altoresistenziali è stato dimostrato essere imputabile all'incremento dello stato tensionale compressivo residuo introdotto dal trattamento di pallinatura.
- Diversamente da quanto riscontrato negli acciai ASP2017 e K890, la pallinatura non ha generato alcun incremento di resistenza nei provini intagliati e nitrurati realizzati in GKHW. L'inefficacia del trattamento di pallinatura è imputabile alla presenza di coltre bianca non completamente asportata dal trattamento di microsabbatura; che non ha permesso al processo di indurre il livello di tensioni residue atteso.
- La zona d'innescò della rottura negli acciai ultra-altoresistenziali per prove di fatica ad alto numero di cicli, è legata alla presenza o meno dell'intaglio. Nei provini non intagliati la nucleazione della cricca di fatica avviene in posizione sub-corticali, in prossimità di inclusioni non metalliche, mentre nei provini intagliati, la nucleazione si localizza superficialmente in corrispondenza di discontinuità geometriche.
- Incrementando la durezza dell'acciaio aumenta il limite di fatica in quanto aumentano le proprietà resistenziali statiche e la soglia di nucleazione.
- Contrariamente a quanto riportato in letteratura gli acciai ultra-altoresistenziali testati hanno esibito basse sensibilità all'intaglio. La sensibilità diminuisce ulteriormente a seguito del trattamento di pallinatura. Tale aspetto è riconducibile ad un ridottissimo tenore inclusionale e ad una microstruttura fine ed omogenea.

I dati ottenuti nell'ambito di questo lavoro giustificano quindi l'utilizzo di acciai ultra-altoresistenziali ottenuti da metallurgia delle polveri per applicazioni strutturali. Il maggior costo di tale tipologia di acciai di nuova generazione (35 €/kg vs 25 €/kg) viene compensato dalla semplificazione del ciclo produttivo che, non prevedendo la fase di nitrurazione gassosa, permetterebbe anche una notevole riduzione dei tempi di produzione.

Bibliografia

- [1] A. M. M. Serna, E. R. B. Jesus, E. Galego, L. G. Martinez, H. P. S. Corrêa and J. L. Rossi, “An Overview of the Microstructures Present in High-Speed Steel -Carbides Crystallography,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 530–5, pp. 48–52, 2006.
- [2] S. M. L. Ceschini , A.Morri, A.Morri, “Replacement of nitrided 33CrMoV steel with ESR hot work tool steels for motorsport applications: microstructural and fatigue characterization,” *J. Mater. Eng. Perform.*, pp. 3920–3931, 2018.
- [3] Paolinelli S., “Acciai ultra-alto resistenziali: influenza della microstruttura sulle proprietà meccaniche,” 2014.
- [4] D.Girodin, “Deep nitrided 32CrMoV13 steel for aerospace bearings applications,” *NTN Tech. Rev*, 2008.
- [5] Rigotti, “Residual Stress and Retained Austenite Analysis by XRD,” *Univ. degli Stud. di Brescia*, 2015.
- [6] Murakami Y, “Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions,” *Met. Fatigue*, 2002.
- [7] Y. Murakami and Y. Yamashita, “Prediction of life and scatter of fatigue failure originated at nonmetallic inclusions,” *Procedia Eng.*, vol. 74, pp. 6–11, 2014.
- [8] Y. Murakami, “Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels,” pp. 581–

Ringraziamenti

A venti anni dalla laurea devo ammettere che è stato veramente impegnativo riprendere gli studi, però ne è valsa la pena e di questo devo ringraziare in primo luogo la Professoressa Lorella Ceschini che mi ha costantemente aiutato, sostenuto e guidato durante questo percorso durato tre anni.

Grazie ad Alessandro e Andrea per la disponibilità e per il supporto tecnico, grazie a tutti i miei cari amici del laboratorio, Cecco, Alberto, Mimmo, Ale, Valerio, Bianco, Maso, Miki e Matteo, con i quali è veramente un piacere lavorare.

Grazie a Marco amico e miglior progettista motore del mondo.

Vorrei ringraziare i fornitori Ducati con i quali ho collaborato durante questo lavoro di tesi, i quali mi hanno permesso di sperimentare ed imparare concetti nuovi; in particolare vorrei ringraziare Leonardo e tutto lo staff della Fonderia Artigiana e Michele e tutto lo staff della Peen Service.

Infine un ringraziamento speciale al “resiliente ed inossidabile” Angelo Balzarotti, maestro di vita e punto di riferimento nel mondo degli acciai destinati alle competizioni sportive.

Grazie alla mia mamma e alla nonna Gherta dalle quali ho imparato che l’impegno e il sacrificio ripagano sempre per gli sforzi profusi.

Grazie a mio fratello maggiore che fin da piccolo ho sempre voluto emulare e che mi ha indirizzato al mondo della meccanica.

Grazie a Laura che ha messo al mondo la meravigliosa Martina, la compagna migliore che un uomo possa desiderare.

E poi, gli amori della mia vita: Chiara e Arianna.

L’ultimo pensiero è rivolto al mio babbo e alla mia nonna Alba, che purtroppo non ci sono più, ma che nel cuore mi hanno lasciato tanto.