



UNIVERSITÀ
DEGLI STUDI
DI PADOVA

Sede Amministrativa

UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI PADOVA

DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

SCUOLA DI DOTTORATO DI RICERCA IN INGEGNERIA INDUSTRIALE

INGEGNERIA CHIMICA, DEI MATERIALI E DELLA PRODUZIONE CICLO XXVII

**RICERCA E SVILUPPO SU PROBLEMATICHE
METALLURGICHE E DI SALDABILITÀ
PER I PRODOTTI DI
DE PRETTO INDUSTRIE E FOC CISCATO**

Direttore della Scuola: Ch.mo Prof. Paolo Colombo

Coordinatore d'indirizzo: Prof. Enrico Savio

Supervisore: Prof.ssa Irene Calliari

Dottorando: Jacopo Basoni



**“Pa’lante es pa’lla
Pa’tras...
Ni pa’coje vuelo”**
(Proverbio venezuelano)

(Il progresso è in avanti
In dietro...
Neanche per prendere la rincorsa)

RINGRAZIAMENTI

Al Sig. Mario Ciscato e alla De Pretto Industrie S.r.l. per aver creduto in me e avermi dato l'opportunità di fare questo percorso di altissima formazione, così specializzato e a volte lontano dalla nostra realtà industriale.

A Pamela per l'appoggio, sostegno, aiuto, affetto, amore e pazienza incondizionata in questi ardui tre anni.

Al Ing. Andrea Gatto per l'appoggio e continuo sostegno a questo mio percorso di crescita professionale.

Alla Prof.ssa Irene Calliari e il Dott. Marco Breda del Dipartimento di Ingegneria Industriale per l'appoggio, collaborazione e guida sulle questioni universitarie.

Alla Università degli Studi di Padova e la Scuola di Dottorato di Ricerca in Ingegneria Industriale per avermi accettato e permesso di fare questo dottorato.

A tutto il personale del Reparto Calderai della De Pretto Industrie per il tempo, sforzo, lavoro, collaborazione, sostegno e pazienza impiegati nell'esecuzione di tutto il lavoro vero e duro legato a questa ricerca.

Al Laboratorio Prove San Marco e all'Ing. Fabio Toldo per la collaborazione in tutte le prove e ricerche fatte insieme.

SOMMARIO

Attualmente tutta l'industria italiana soffre per la concorrenza dei mercati emergenti. Per l'industria metalmeccanica nazionale diventa indispensabile puntare all'aumento del suo know-how, sviluppare nuove tecnologie e/o prodotti superiori a quelli già presenti sul mercato, conscia delle necessità di innovare per restare competitiva. Il presente "Lavoro di Tesi" vuole documentare una parte dell'enorme sforzo economico e di risorse spese in ricerca e sviluppo che una tipica impresa italiana ha compiuto per poter dimostrare ai suoi Clienti di possedere conoscenze tecnologiche e capacità produttive all'avanguardia; tali da poter garantire loro un prodotto finito tecnologicamente più avanzato e con una qualità migliore di quella che troverebbero altrove. L'Azienda a cui ci si riferisce, e di cui faccio parte, è la De Pretto Industrie di Schio, in provincia di Vicenza, zona un tempo definita da molti il cuore pulsante della industria metalmeccanica italiana, e la sua consociata, la forgiatura FOC Ciscato. La presente ricerca descrive le valutazioni tecnico-ingegneristiche, le scelte adottate, il percorso sperimentale, il metodo d'indagine, i requisiti richiesti e i risultati ottenuti nell'attività di ricerca e sviluppo, in collaborazione con l'Università di Padova, sulle problematiche metallurgiche e di saldabilità per i prodotti di normale produzione industriale delle due Aziende; tra cui troviamo turbine a vapore di progettazione e produzione propria, la costruzione di grandi strutture saldate complesse, componenti saldati e placcati per il mercato Oil & Gas e Off-shore. Tutte queste valutazioni sono state sempre indirizzate ad assicurare le caratteristiche tecnologiche-meccaniche richieste dai prodotti e renderli industrialmente ed economicamente adatti alle capacità produttive della De Pretto Industrie e FOC Ciscato. Nel dettaglio questo "Lavoro di tesi" riporta le attività di ricerca e sviluppo che per i loro aspetti innovativi sono state considerate degne di pubblicazione:

- Sviluppo di una procedura di saldatura albero-rotore e corona palare per il rotore di una turbina a vapore
- Problematiche di produzione di stampati e forgiati in acciaio super Duplex
- Caratterizzazione di giunti saldati in acciaio super Duplex per applicazioni Offshore
- Analisi comparativa dei metodi per la determinazione della percentuale di Ferrite per giunti saldati in acciai Duplex

SUMMARY

RESEARCH AND DEVELOPMENT OF METALLURGICAL & WELDABILITY PROBLEMATICS FOR PRODUCTS OF DE PRETTO INDUSTRIE & FOC CISCATO

Currently the whole Italian industry suffers the competition from emerging markets. All the social partners realized that our low-tech products and know-how are unlikely to be competitive in comparison with those produced at lower cost in other emerging countries. Historically, the Italian metalworking and mechanical engineering industry, and in particular the construction sector as complex welded pressure vessels, large structures for civil and shipbuilding, is considered among the best and the most famous in the world, this is because our products are recognized as being of excellent overall quality, with a touch of design and typical Italian good taste, which is difficult to reproduce or to copy. We still have many customers who come to the metalworking and mechanical engineering companies to buy Italian welded because in this way they have reasonable assurance that your product has the quality standards required by international standards and their internal specifications. At this point, it becomes essential that the national metalworking and mechanical engineering industry points to increase its know-how and to develop new technologies and products which are higher than those already on the market. In this context it should be framed this "Doctoral thesis" that documents a part of the enormous economic effort and resources in research and development expenses that a typical Italian company has made in order to demonstrate to its customers to have technological knowledge and production capacity at the spearhead which can guarantee them a finished product with quality, better technology and more advanced than those that could be found somewhere else. The company to which you refer is the De Pretto Industrie in Schio, near Vicenza, in what once was called by many the heart of the Italian metalworking and mechanical engineering industry, and their group company forging master FOC Ciscato. With this background, the idea of Doctoral Thesis proposed which describes the research and development of metallurgical problems and weldability for products of De Pretto Industrie and FOC Ciscato. Realized during the three years of the PhD and developed, in collaboration with the University of Padova, within the normal industrial production of the Companies to which I belong; and that for their innovative aspects were considered worthy of publication. In particular the following specific topics have been analyzed and studied:

- Development of a welding procedure blade-crown and shaft-rotor forged by rotor of a steam turbine
- Manufacturing problems on the close die and open die forging pieces in super duplex stainless steel
- Characterization of welded joints in super duplex stainless steel for Offshore applications
- Comparative analysis of the methods for the determination of the percentage of ferrite for steel welded joints duplex stainless steel

INDICE

PRESENTAZIONE	1
CAPITOLO 0: INQUADRAMENTO TEORICO	3
0.1 De Pretto Industrie. Storia e attività.....	3
0.2 Saldatura.....	6
0.3 Metallurgia della saldatura.....	9
0.4 Turbina a vapore.....	23
0.5 Componenti Offshore.....	29
CAPITOLO 1: Sviluppo di una procedura di saldatura ad arco elettrico per produrre una giunzione permanente tra albero-rotore e corona palare per il rotore della turbina a vapore di De Pretto Industrie da 2MW che garantisca le caratteristiche tecnologiche-meccaniche richieste	39
1.1 Introduzione.....	39
1.2 Definizione tecnica.....	40
1.3 Fase sperimentale.....	46
1.4 Risultati e discussione.....	49
1.5 Conclusioni.....	63
1.6 Bibliografia.....	64
CAPITOLO 2: Problematiche di produzione in FOC CISCATO di stampati e forgiati in acciaio inossidabile ASTM A182 F55	65
CAPITOLO 3: Caratterizzazione meccanica e microstrutturale di giunti saldati in UNS S32760 per applicazioni Offshore per De Pretto Industrie	70
CAPITOLO 4: Analisi comparativa dei metodi per la determinazione della percentuale di Ferrite per giunti saldati in acciai Duplex (In inglese)	82

PRESENTAZIONE

Attualmente tutta l'industria italiana soffre per la concorrenza dei mercati emergenti. Con sommo dispiacere, tutte le parti sociali della nostra nazione si sono rese conto che i nostri prodotti a basso contenuto tecnologico e di know-how difficilmente riescono a essere competitivi nel confronto con quelli prodotti a minor costo in altri paesi emergenti.

Questo è ancor più evidente e vissuto nel settore metalmeccanico nazionale, colonna portante della nostra economia. Questo è un mercato composto principalmente di piccoli/medi produttori di parti metalmeccaniche che sono relativamente semplici da riprodurre o copiare e per questo, se la trattativa commerciale si basa solo sull'aspetto economico (in poche parole "il prezzo"), non riusciremo mai a vincere a meno che non riusciamo a dare al cliente questi prodotti con qualcosa in più.

Storicamente l'industria metalmeccanica italiana, e in particolare il settore delle costruzioni saldate complesse come serbatoi in pressione, grandi strutture per uso civile e cantieristica navale, è considerata a livello mondiale tra le migliori e più rinomate, questo perché ai nostri prodotti è riconosciuta un'ottima qualità complessiva e un tocco di design e buon gusto tipicamente italiani, difficilmente riproducibili o copiabili.

Abbiamo ancora molti Clienti che si rivolgono alle aziende metalmeccaniche italiane per comprare costruzioni saldate perché così hanno la ragionevole certezza che il prodotto acquistato ha gli standard qualitativi richiesti dalle norme internazionali e dalle loro specifiche interne. Però alcuni analisti sostengono che nel giro di 15-30 anni le aziende dei paesi emergenti, grazie al basso costo del lavoro, dell'energia e degli investimenti governativi, saranno in grado di produrre manufatti di qualità pari a quella europea.

A questo punto diventa indispensabile che l'industria metalmeccanica nazionale punti ad aumentare il suo know-how e a sviluppare nuove tecnologie e prodotti superiori a quelli già presenti sul mercato. Non è un'impresa facile, ma se sfruttiamo appieno quella creatività che ci ha contraddistinto nell'arco della nostra storia come popolo e persone singole, sicuramente riusciremo a vincere questa sfida.

In questo contesto deve essere inquadrato il presente "lavoro di tesi" che documenta una parte dell'enorme sforzo economico e di risorse spese in ricerca e sviluppo che una tipica impresa italiana ha compiuto per poter dimostrare ai suoi Clienti di possedere conoscenze tecnologiche e capacità produttive all'avanguardia, che possono garantire loro un prodotto finito con qualità, tecnologia migliore e più avanzata di quelle che troverebbero altrove.

L'Azienda a cui si fa riferimento è la De Pretto Industrie S.r.l. di Schio, in provincia di Vicenza, in quello che un tempo era definito da molti il cuore pulsante dell'industria metalmeccanica italiana. E' un'azienda con più di 120 anni di storia, che di recente è ridiventata italiana al 100% essendo stata acquistata dalla famiglia Ciscato, proprietaria della forgatura FOC Ciscato di Seghe di Velo d'Astico, sempre in provincia di Vicenza.

Nel corso della sua lunga storia, l'Azienda ha sempre giocato un ruolo di primaria importanza nel settore dell'energia; inizialmente nell'ingegneria e nella produzione di turbine idrauliche, successivamente di quelle a vapore e poi dei turbocompressori. Attualmente l'Azienda realizza costruzione, lavorazione, montaggio e assemblaggio di macchine termiche di produzione propria. Si occupa di costruzione, lavorazione e montaggio di grandi strutture saldate complesse, componenti saldati e placcati per il mercato Oil & Gas e Off-shore ed esegue lavorazioni meccaniche di precisione sulle strutture saldate realizzate internamente o per conto di terzi, proponendosi sul mercato con un'offerta completa per poter eseguire tutte le lavorazioni richieste.

La cosa che rende speciale l'offerta di De Pretto Industrie è la capacità di offrire al suo Cliente il controllo completo di tutta la filiera produttiva, dal materiale base al prodotto finito. Questo si realizza grazie alla sinergia con la sua consociata, la forgatura FOC Ciscato, si può quindi produrre il forgiato ed eseguire tutte le attività di placcatura/saldatura, lavorazione meccanica ed eventuale montaggio, fornendo così al Cliente un pacchetto completo cosicché possa ricevere il pezzo pronto per il montaggio a bordo impianto.

La missione dell'Azienda è la continua ricerca per soddisfare le attese e le richieste dei Clienti, con l'obiettivo di fornire sia il prodotto finito che, in caso di bisogno, il supporto tecnologico ai Clienti per il raggiungimento di quanto chiesto, nel rispetto delle caratteristiche del prodotto stesso e degli standard internazionali di riferimento. Molti sono i fattori che hanno contribuito al successo aziendale, ma uno in particolare risalta: lo stretto legame con i valori originari dell'Azienda; valori nei quali i collaboratori, l'ambiente aziendale e la comunità di Schio hanno sempre creduto fin dal lontano 1885. Tutti i dipendenti condividono una visione positiva del futuro, un impegno a comprendere e affrontare i cambiamenti economici e sociali garantendo un alto livello di standard e competenze.

Con queste premesse, è nata l'idea del Lavoro di Tesi proposto che descrive le attività di ricerca e sviluppo su problematiche metallurgiche e di saldabilità per i prodotti di De Pretto Industrie e FOC Ciscato. Le ricerche, realizzate in collaborazione con l'Università di Padova, si sono sviluppate nell'ambito della normale produzione industriale delle due Aziende di cui faccio parte, nell'arco dei tre anni del corso di Dottorato. Queste, per i loro aspetti innovativi, sono state considerate degne di pubblicazione. In particolare sono stati analizzati e studiati i seguenti temi specifici:

In particolare sono stati analizzati e studiati i seguenti temi specifici:

- Sviluppo di una procedura di saldatura albero-rotore e corona palare per il rotore di una turbina a vapore
- Problematiche di produzione di stampati e forgiati in acciaio super Duplex
- Caratterizzazione di giunti saldati in acciaio super Duplex per applicazioni Offshore
- Analisi comparativa dei metodi per la determinazione della percentuale di Ferrite per giunti saldati in acciai Duplex

Indipendentemente dai risultati pratici ottenuti, siamo convinti di aver incrementato il bagaglio tecnologico e di know-how dell'Azienda, di essere in condizione di poterlo trasferire sui nostri attuali e futuri prodotti; e poter evidenziare ai nostri clienti, attraverso le pubblicazioni, lo sforzo fatto e i risultati ottenuti così da poter offrire loro un prodotto di qualità e finito con un valore aggiunto maggiore, frutto di questa ricerca e delle esperienze storiche e attuali specifiche della nostra Azienda.

CAPITOLO 0 - INQUADRAMENTO TEORICO

0.1 DE PRETTO INDUSTRIE. STORIA E ATTIVITA'

L'azienda è stata fondata nel 1885 dall'Ing. Silvio De Pretto su esplicita richiesta del Cavaliere e Senatore del regno di Italia, Francesco Rossi, titolare del Lanificio Rossi (poi Lanerossi) e figlio di Alessandro fondatore dello stesso. Rossi chiese a Silvio De Pretto, che aveva lavorato come Ingegnere nel Lanificio Rossi dal 1871 al 1884, di aprire un'officina che facesse la manutenzione e riparazione dei telai e degli altri macchinari dei diversi reparti produttivi dello stabilimento di Schio.

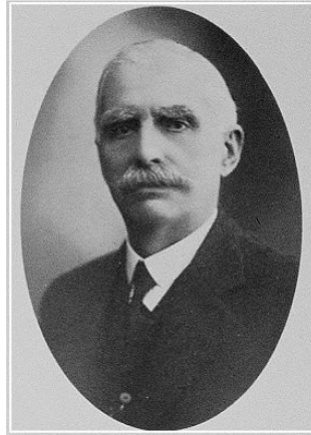


Fig.0.1 - Ritratto dell'Ing. Silvio De Pretto

Per lo sviluppo dei lanifici, il problema fondamentale era essenzialmente quello di poter acquistare macchinari costruiti in Italia, e di disporre di personale tecnico specializzato per la loro manutenzione e aggiornamento senza pagare dazi d'importazione né spese per il trasporto dall'estero (Inghilterra in particolare).

È quindi su questa base che nasce il primo nucleo della De Pretto, una piccola fabbrica alle porte di Schio, vicino alla ferrovia, con otto dipendenti, con fonderia e modelleria per produrre le parti in ghisa che al momento si utilizzavano come componenti dei telai, nonché officina di lavorazioni meccaniche per poter eseguire le diverse lavorazioni di precisione richieste per la riparazione dei meccanismi dei telai.

La fabbrica (250 mq. di coperto) è Società partecipata con i fratelli Olinto e Francesco. Nel 1890 gli operai sono più che raddoppiati (65) e nel 1900 l'azienda si stende su 3000 mq. di area coperta su un totale di 6000 mq. e dà lavoro a 150 operai. Lo stabilimento, oltre a riparare telai, inizia in questi anni la produzione di turbine idrauliche (allora ancora agli esordi) e di macchine per cartiere.



Fig.0.1 - Manifesto pubblicitario dell'epoca.

Impianti e maestranze provengono dalla Lombardia e dalla Liguria. Nell'officina si costruiscono motori idraulici, parti di trasmissioni e turbine per tutta l'area geografica affine, dalla valle dell'Agno alla valle dell'Astico. Per formare gli operai e futuri dipendenti dell'Azienda, nel 1888 si organizza, con il contributo del Comune di Schio, una scuola di formazione professionale, la Scuola di Arti e Mestieri, che per 25 anni istruisce e forma i giovani da inserire all'interno dell'Azienda.

Alla vigilia della Grande Guerra gli operai sono 116. Durante il conflitto l'Azienda si vede obbligata, a trasferirsi a Bergamo fino al 1919, così come molti dei lavoratori; poiché Schio era zona di confine con l'Impero Austro-Ungarico e zona di fronte di guerra.

Finito il conflitto, la volontà dell'Ing. De Pretto è quella di far tornare l'Azienda nella sua località di origine assieme a tutti i suoi lavoratori, ma questo gli è impedito dalle difficoltà economiche dell'immediato dopoguerra.

Per realizzare il suo sogno di tornare a Schio e per avere la possibilità di ampliare e migliorare i prodotti e servizi della sua Azienda, l'Ing. De Pretto nel 1920 si associa con l'azienda svizzera Escher Wyss con sede a Zurigo, già attiva fin dall'inizio del secolo e costruttrice di turbine fin dal 1840, realizzando una delle prime fusioni industriali internazionali del mondo.



Fig.0.3 - Immagine dello stabilimento nel 1922



Fig.0.4 - Immagine del reparto lavorazioni meccaniche negli anni 30 del secolo scorso

Nasce così la De Pretto Escher Wyss, che rimarrà tale fino al 1969. In questo modo si può riportare lo stabilimento a Schio e approfittare del patrimonio tecnologico della Escher Wyss, in termini di macchine termiche e idroelettriche per potenziare l'offerta di mercato dell'Azienda.

La De Pretto Escher Wyss comincia a produrre grandi turbine per impieghi idroelettrici (Tipo Kaplan, Pelton e Francis) e successivamente anche turbine a vapore. Queste ultime si vengono a sommare alle macchine per la produzione di carta, diretta conseguenza della sinergia naturale tra queste e le turbine a vapore: dove si utilizzava il vapore nei rulli di essiccamento della carta. La fusione permetterà di fare il salto qualitativo alla produzione, passando alla costruzione di turbine di potenza superiore a 1000 HP. Tra il 1920 e il 1933 la De Pretto Escher Wyss è in grande espansione, solamente nel 1932 escono dalle officine 1200 turbine.

Nel 1933 Silvio De Pretto muore. Fino a quel momento aveva ricoperto in Azienda la carica di Consigliere delegato e Presidente Onorario. Così, con i già scomparsi fratelli, si esaurisce la famiglia fondatrice dell'Azienda, che però mantiene vivi il suo nome e il suo lascito.

Durante il secondo conflitto mondiale l'Azienda si presta allo sforzo bellico nazionale diventando fornitore della Regia Marina come produttore di eliche, motori, macchine e componenti per le navi. Per questo, insieme alla Lanerossi, essendo considerate fabbriche strategiche per lo sforzo bellico da parte del regime fascista e grazie a un'accorta politica aziendale, l'Azienda riesce ad attraversare il secondo conflitto mondiale in maniera quasi inalterata.

Nel dopoguerra, lo sviluppo tecnologico richiede l'ampliamento e potenziamento dello Stabilimento. Nel 1950 si demolisce l'antico mulino originario per far posto a nuovi capannoni e lo stabilimento diventa autosufficiente con la fonderia, un nuovo reparto costruzione saldata, il reparto lavorazione meccanica e il conseguente reparto montaggio delle macchine di produzione propria. Lo Stabilimento esiste tuttora sulla stessa area.

Nel 1969 il gruppo Sulzer, sempre svizzero, con sede a Winterthur, acquisisce il gruppo De Pretto Escher Wyss, con i suoi due stabilimenti a Schio e Zurigo, con l'obiettivo di ampliare, con turbine idrauliche e macchine da carta, la sua offerta di prodotti. In questo modo nasce la Sulzer De Pretto - Escher Wyss s.r.l.

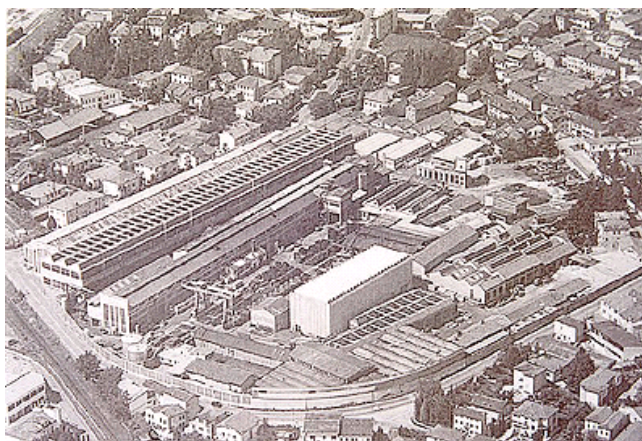


Fig.0.5 - Immagine dello stabilimento nel 1950

Il gruppo Sulzer porta in Azienda tutta la sua forza e struttura da grande gruppo industriale, con un nuovo e grande supporto di tecnologia e ricerca e sviluppo nei tre settori di produzione: Macchine Idrauliche, Termiche e da Carta. Inoltre Macchine Termiche incrementa la sua offerta di prodotti con l'introduzione anche della produzione di compressori aria, come derivazione naturale e a supporto delle linee di utilizzo delle turbine a vapore.

Così comincia il periodo d'oro dello Stabilimento di Schio, che cresce fino a diventare una realtà con quasi mille dipendenti arrivando a essere la seconda azienda per dimensioni della zona dopo la Lanerossi.

Con la costante voglia di migliorarsi e aumentare il proprio bagaglio tecnologico, la fabbrica De Pretto si distingue a livello nazionale per ricerca e sviluppo. Si annoverano tra le produzioni ad alto contenuto tecnologico: nuovi prodotti avanzati tecnologicamente, la produzione per terzi di grandi componenti e d'impianti altamente complicati, con materiali innovativi e all'avanguardia tecnologica. Lo dimostra il grande parco di prodotti eseguiti per i diversi centri di ricerca europei e internazionali, nell'ambito della fisica delle particelle, la fisica dei plasmi e la fusione nucleare, come il CERN, ENEA, IPP (Max Planck Institut) e altri.



Fig.0.6 - Immagine dello stabilimento nel 1980

E' tra le prime fabbriche del settore a dotarsi di impianti robotizzati di saldatura per la costruzione dei suoi prodotti, a creare la tecnologia dei NIPCO per i cilindri delle macchine da carta e a saldare gli acciai inossidabili martensitici soffici per la costruzione di grandi giranti idrauliche.

Nel 1992, si realizza la fusione con le Fonderie Vicentine e la dislocazione in zona industriale di Schio della fonderia della De Pretto.

A fine degli anni '90 del secolo scorso il gruppo Sulzer decide di incominciare a vendere le divisioni produttive che non considera più fondamentali per le sue strategie di mercato. Così comincia la divisione e vendita per settori tecnologici della De Pretto. Prima ad essere venduta è la divisione Macchine da Carta, che va alla tedesca Voith; dopo qualche anno anche la divisione Macchine Idrauliche è ceduta all'austriaca VA Tech (parte del gruppo Voest Alpine), poi assorbita da Andritz, uno dei tre maggiori player mondiali sul suo mercato. I nuovi acquirenti hanno comunque mantenuto gli uffici e i reparti di montaggio all'interno dello stesso stabilimento di Schio.

Ultima a essere venduta è stata la divisione Macchine Termiche, perché tra le più grandi e redditizie, con 4 stabilimenti in Europa e quasi 2000 dipendenti.

Nel 2001 Sulzer Turbo (con quel che resta della De Pretto Escher Wyss) viene acquisito dalla GHH Borsig, controllata dal gruppo tedesco MAN, creando così la MAN Turbo, divisione per la produzione di turbine, compressori e altre macchine termiche, con 5 stabilimenti in Europa e quasi 4000 dipendenti. In questa fase l'Azienda cambia nuovamente nome in MAN Turbo De Pretto, mantenendo comunque così la sua identità storica.

In questa fase l'Azienda, anche se adesso solo con circa 250 dipendenti, approfittando della potenza tecnologica e finanziaria di un gruppo grande come quello MAN, continua a incrementare il suo bagaglio tecnologico e il portafoglio prodotti. Comincia a produrre anche parti per turbine a gas (in acciai speciali o leghe di Nichel) e nuove gamme di compressori per fluidi diversi all'aria. In questo periodo lo stabilimento di Schio diventa il riferimento del gruppo per tutta l'attività di costruzione dei componenti saldati.

Dopo la crisi economica del 2008 e con l'avviamento dello stabilimento produttivo nella Repubblica Popolare Cinese, il gruppo MAN decide di vendere lo stabilimento di Schio essendo questo il sito produttivo più attrattivo economicamente per investitori internazionali e italiani, richiedendo però che ci sia un piano industriale adeguato alla realtà produttiva e al livello tecnologico dello Stabilimento, in modo da preservare i posti di lavoro, la conoscenza, la tecnologia e la storia dello stesso.

Nel 2010, anno in cui la De Pretto celebra il suo 125° anniversario, SELINK S.p.A. (una holding della famiglia Ciscato) ne acquisisce le quote di maggioranza dal gruppo MAN e modifica il nome in De Pretto Industrie S.r.l. riprendendo lo storico nome aziendale, mai sparito del tutto dalla ragione sociale, ma comunque impresso nella memoria di molti dei clienti e tecnici storici dei diversi settori.

Nel 2012 si realizza l'acquisizione del 100% delle quote dell'Azienda, facendo tornare la De Pretto Industrie una realtà completamente italiana, veneta e vicentina come lo fu dalla sua origine e come lo sono sempre stati i suoi valori e persone.

0.2 SALDATURA

La saldatura è un procedimento che permette il collegamento permanente di parti solide tra loro realizzando la continuità del materiale ove essa venga applicata. La saldatura, nella sua accezione più comune, presuppone l'apporto di calore localizzato tale da permettere la fusione del materiale. Tale materiale può essere il materiale componente le parti che vengono unite, ma può essere anche un materiale estraneo ad esse, detto materiale di apporto: nel primo caso si parla di saldatura autogena nel secondo di saldatura eterogenea. La saldatura realizza un collegamento permanente che si differenzia da altri collegamenti permanenti (ad esempio chiodatura o incollatura) perché questi non realizzano la continuità del materiale. Con alcuni processi di saldatura autogena, qualora eseguita correttamente e secondo certi principi, viene garantita anche una continuità quasi totale nelle caratteristiche stesse del materiale delle parti unite.

Nella sua accezione più ampia, la saldatura si riferisce all'unione mediante apporto di calore di diversi materiali tra loro, o con materiali simili, dato che si effettua comunemente anche per esempio la saldatura di materie plastiche. Ma la saldatura per antonomasia avviene tra metalli, ed è quella che sarà trattata in questa sede.

Sviluppo della saldatura

Fin dal Medio Evo si univano parti in ferro riscaldandole al calore giallo-bianco sulla forgia e successivamente martellandole fino a renderle omogenee. Tuttavia, per avere dei procedimenti di saldatura con caratteristiche omogenee e riproducibili, fu necessario arrivare al 1901 con la saldatura ossiacetilenica, in cui si univano le parti per fusione dei lembi. In questo procedimento di saldatura, l'energia necessaria alla fusione dei pezzi era fornita dalla combustione di un gas (nel caso specifico acetilene) con ossigeno puro. Raggiungendo temperature sufficientemente elevate (e superiori alla temperatura di fusione del ferro) non era più necessaria l'operazione di martellatura per unire i pezzi, a tutto vantaggio della semplicità e della ripetibilità dell'operazione.

Agli inizi del secolo si svilupparono generatori elettrici sufficientemente potenti per generare un arco avente una potenza sufficiente alla fusione del ferro. Il primo procedimento di saldatura sviluppato utilizzando l'energia dell'arco elettrico, fu il procedimento ad elettrodo non protetto, attualmente completamente abbandonato a favore del procedimento a elettrodo rivestito, in cui il rivestimento svolge alcune funzioni fondamentali per la produzione di un giunto di buone caratteristiche e che a tutt'oggi è il procedimento più diffuso nel mondo. Nel 1925 veniva messo a punto il procedimento di saldatura a resistenza, oggi utilizzato ampiamente in ambito industriale per produzioni di grande serie.

Nel corso della Seconda Guerra Mondiale fu sentita l'esigenza di produrre giunti saldati di buona qualità con una produttività maggiore di quella che poteva essere data dall'elettrodo rivestito, quindi negli Stati Uniti si iniziò lo studio dei procedimenti a filo continuo, e in particolare quello ad arco sommerso, che permetteva una produttività ed una riproducibilità assolutamente maggiore. Nel dopoguerra (anni cinquanta) i procedimenti MIG e MAG furono perfezionati per avere una produttività confrontabile con quella dell'arco sommerso, pur con una maggiore flessibilità d'impiego. In parallelo fu sviluppato il procedimento TIG, che permetteva un controllo molto preciso delle caratteristiche della saldatura e una lavorazione continua che non era permessa dall'elettrodo rivestito. Infine negli anni settanta furono sviluppati i procedimenti a energia concentrata, cioè fascio elettronico (*electron beam*), laser e plasma, che permettono di limitare di molto la zona di materiale modificata dal calore sviluppato durante la saldatura.

Applicazioni principali della saldatura

La caratteristica principale della saldatura è di creare strutture monolitiche, cioè strutture che non presentano discontinuità di caratteristiche meccaniche/metallurgiche inaccettabili dal progetto in corrispondenza dei giunti. Questa particolarità della saldatura è di notevole importanza sia quando è richiesta una resistenza meccanica uniforme sia

quando è richiesta una resistenza uniforme ad aggressioni esterne (per esempio alla corrosione). Date queste caratteristiche, la saldatura ha applicazioni in tutti i diversi campi dell'ingegneria e l'industria.

Il processo di saldatura

Ogni tipo di saldatura avviene mediante procedimenti differenti e macchinari specifici. Si può comunque descrivere un procedimento generico che accomuna i diversi processi di saldatura. Per realizzare una saldatura di due parti è necessario anzitutto preparare i due lembi del giunto mediante cianfrinatura. Quindi il giunto viene preriscaldato a una certa temperatura (in gergo chiamato preriscaldamento) a seconda del materiale impiegato e delle caratteristiche meccaniche che si desiderano ottenere dal giunto. Il giunto viene quindi portato a fusione unendo i lembi col materiale stesso o con l'aiuto di un materiale di apporto. Il calore necessario all'attuazione del processo può essere ottenuto con diversi sistemi:

- Una fiamma prodotta per combustione di un gas con aria o ossigeno
- Un arco elettrico che viene formato tra due elettrodi (uno di essi può essere il pezzo stesso)
- Resistenza elettrica ottenuta per effetto Joule al passaggio di una corrente attraverso i pezzi da saldare
- Sistema ad energia concentrata (Tipo Laser o fascio elettronico)

Per ottenere una saldatura resistente, tecnicamente buona ed esente da imperfezioni, la zona di fusione deve essere protetta da fenomeni di ossidazione e il metallo fuso deve essere depurato da scorie. A tale scopo nella zona in prossimità della saldatura devono essere aggiunte sostanze come gas, borace, silicati e carbonati, che creino una "nube protettiva" nei pressi del bagno di fusione creando un'atmosfera il più possibile priva di ossigeno per evitare l'ossidazione e che permetta l'espulsione delle scorie. Il metallo di apporto può essere in forma di barrette o di filo continuo, che vengono avvicinate alla zona di fusione o costituendo il vero e proprio elettrodo che si fonde a causa dell'arco elettrico che esso stesso provoca.

Principali procedimenti di saldatura

Nella seguente tabella sono indicati i principali procedimenti di saldatura, con la denominazione italiana e quella usata dall'AWS (American Welding Society).

Denominazione italiana	Denominazione AWS	Sigla AWS
Ossiacetilenica	Oxyfuel Gas Welding	OFW
Elettrodo rivestito	Shielded Metal Arc Welding	SMAW
Arco sommerso	Submerged Arc Welding	SAW
MIG/MAG	Gas Metal Arc Welding	GMAW
TIG	Gas Tungsten Arc Welding	GTAW
Filo animato	Flux Cored Arc Welding	FCAW
Saldatura a plasma	Plasma Arc Welding	PAW
Elettroscoria	Electroslag Welding	ESW
Saldatura laser	Laser Beam Welding	LBW
Saldatura a fascio elettronico	Electron Beam Welding	EBW
Saldatura a resistenza	Resistance Welding	RW
Saldatura per attrito	Friction Stir Welding	FSW

Tab.0.1 - Processi di saldatura

La saldatura per puntatura (in gergo tecnico Tack Welding) non si riferisce a un particolare processo di saldatura, quanto piuttosto a un'applicazione particolare dei processi di saldatura già accennati. Si tratta di generare punti di saldatura sul perimetro dei pezzi da unire, senza creare un cordone di saldatura continuo realizzando molteplici punti posti a distanze più o meno regolari tra loro. Questo modo di procedere viene spesso usato per unire parti sottoposte a scarsi sforzi meccanici, o comunque tra le quali la saldatura non debba creare un giunto ermetico. Viene utilizzato tipicamente in processi di saldatura non automatizzati come imbastitura utile a tenere assieme le parti in vista di una successiva saldatura continua.



Fig.0.7 - Immagini di saldature in TIG (GTAW) e a Elettrodo rivestito (SMAW)

Controllo delle saldature

Le implicazioni di sicurezza collegate all'uso della saldatura in tutti i campi industriali hanno imposto criteri sulla garanzia dell'affidabilità delle saldature. Questo controllo avviene su due fasi distinte:

- Controllo del personale e del procedimento (controllo preventivo)
- Controllo del giunto saldato (controllo di produzione)

Controllo e qualifica dei procedimenti di saldatura

La saldatura deve essere effettuata solo da personale qualificato e utilizzando procedimenti qualificati. Le norme di qualifica del personale e dei procedimenti variano a seconda del campo di applicazione e a seconda del materiale che deve essere saldato. In particolare in ambito europeo si seguono le norme EN ISO 15614 per la qualifica dei procedimenti e le EN ISO 287 o 9601 per la qualifica dei saldatori e UNI EN 1418 per la qualifica degli operatori, mentre negli Stati Uniti si applicano le norme ASME Sezione IX o AWS D1.1. Queste descrivono in dettaglio le procedure, prove, intervalli di qualificazione ed enti proposti alla certificazione dei diversi procedimenti e personale.

In genere per qualificare un procedimento devono essere eseguiti dei talloni, che vengono controllati con metodi non distruttivi e da cui sono ricavati provini per prove distruttive (trazione, pieghe al dritto, pieghe al rovescio, resilienza, durezza etc.). Solitamente le prove distruttive devono dimostrare che il giunto saldato ha caratteristiche meccaniche come minimo pari o superiori al più debole dei materiali saldati. Esistono materiali e condizioni metallurgiche che talvolta non consentono queste condizioni; nella maggior parte dei casi esse sono già normate (come per la saldatura dell'Alluminio) in casi particolari l'accettabilità si basa sui calcoli e valutazioni tecniche del progettista in funzione dell'impiego a cui sarà sottoposto il giunto saldato.

Controllo dei giunti saldati dopo produzione

I giunti saldati, dopo l'esecuzione, vengono sottoposti a controlli non distruttivi (radiografia, ultrasuoni, liquidi penetranti, ecc.) più o meno estesi, a seconda dell'affidabilità richiesta al giunto. Inoltre, nel rispetto delle norme di costruzione usate e del campo di applicazione; per un numero prefissato di metri di saldatura o di giunti vengono prodotti altri talloni, chiamati di produzione, che saranno sottoposti a prove distruttive, generalmente quelle più significative fra quelle già subite nel corso della qualifica del procedimento, per verificare che le caratteristiche del prodotto finito siano quelle previste dalla progettazione.

Nella seguente tabella sono indicati i principali e più diffusi tipi di controlli non distruttivi (CND):

Denominazione italiana	Sigla
Esame visivo	VT
Esame con liquidi penetranti	PT
Esame magnetoscopico	MT
Esame con ultrasuoni	UT
Esame radiografico	RT
Controllo dimensionale	CD

Tab.0.2 - Controlli non distruttivi

I controlli devono essere eseguiti da personale specializzato e qualificato alla pari del personale di saldatura. Le norme di qualifica del personale per i controlli variano a seconda del campo di applicazione e della normativa utilizzata. In particolare in ambito europeo si seguono le norme EN, mentre negli Stati Uniti si applicano le norme ASNT. Queste

norme descrivono in dettaglio le procedure, prove, intervalli di qualificazione ed enti proposti alla certificazione del personale dei diversi metodi di controllo.

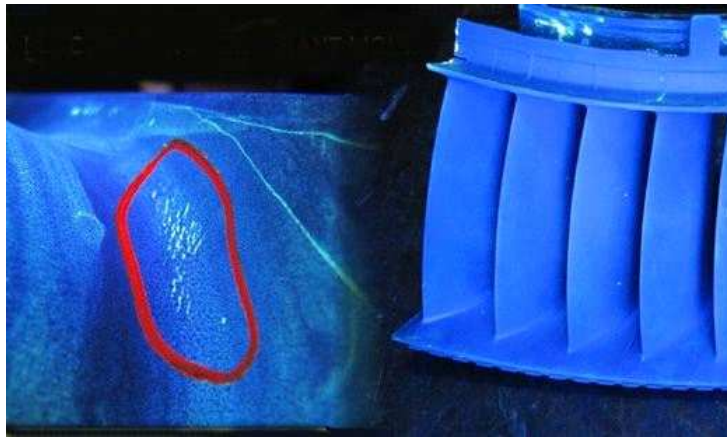


Fig.0.8 - Immagini di controlli non distruttivi. Controllo PT fluorescente

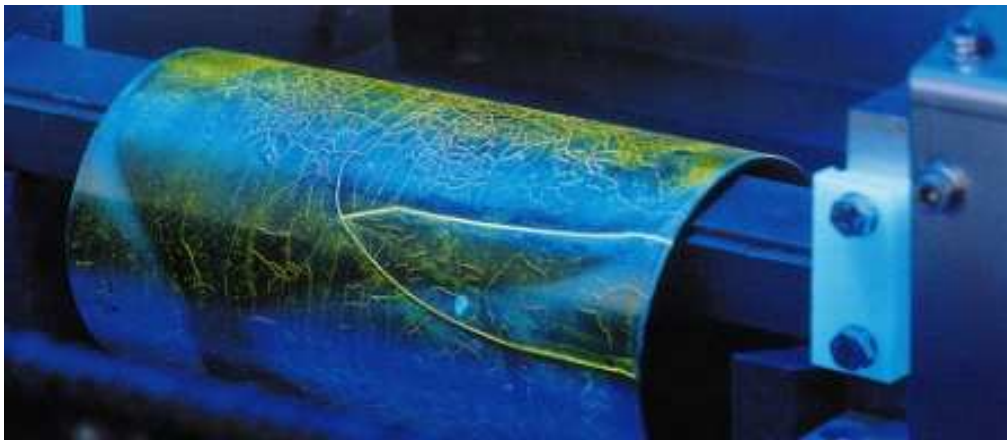


Fig.0.9 - Immagini di controlli non distruttivi. Controllo MT a fluorescenza

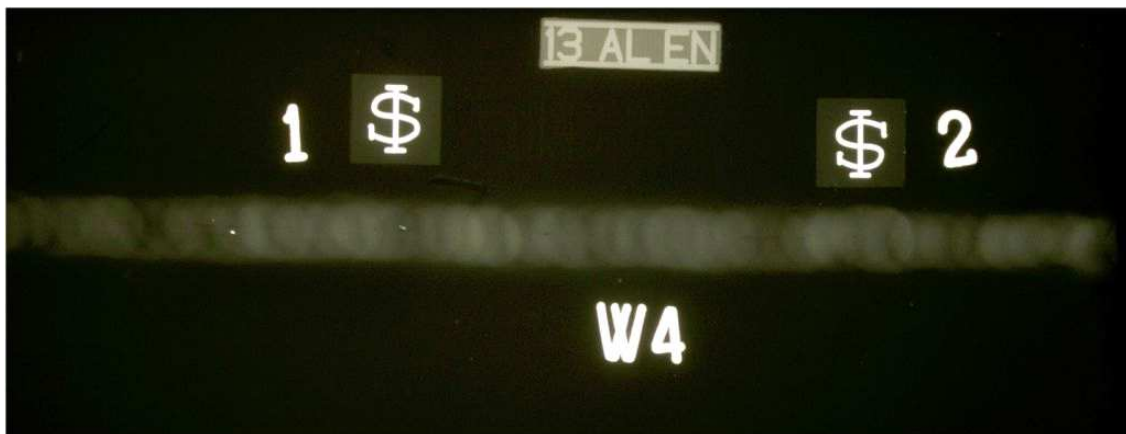


Fig.0.10 - Esempio di una lastra radiografica di controllo su saldatura

0.3 METALLURGIA DELLA SALDATURA

Quando si cerca di unire due metalli, deve essere preso in considerazione un gran numero di fattori per realizzare la giunzione correttamente. In primo luogo devono essere considerate le condizioni e le modalità con le quali s'intende effettuare la giunzione stessa, questa è la parte di "saldabilità operativa". In secondo luogo le trasformazioni chimico-fisiche e microstrutturali che possono avvenire nei materiali durante la saldatura, e questa è chiamata la "saldabilità metallurgica". Infine si devono esaminare le proprietà d'insieme della costruzione saldata, per quanto concerne le probabili distorsioni o rotture dovute alle tensioni generate dai vincoli alle dilatazioni e contrazioni dovute alla saldatura, chiamata "saldabilità costruttiva". Le problematiche collegate ai tre aspetti della saldabilità sopra citati possono essere analizzate indipendentemente tra di loro, ma la saldabilità metallurgica è quella che condiziona più pesantemente le scelte sia operative che costruttive e che costituisce talvolta il problema principale.

Struttura del giunto saldato

Una saldatura per fusione prevede la fusione del materiale d'apporto (quando presente) e di una quota parte del materiale base e presenta in genere tre zone critiche ai fini della saldabilità metallurgica: la zona fusa, la zona termicamente alterata e il materiale base. Affinché una lega metallica (e in particolare un acciaio) possa definirsi, metallurgicamente saldabile è necessario che in queste tre zone non siano indotti, dal processo di saldatura, difetti o anomalie che possano pregiudicare le caratteristiche richieste dal giunto. In dettaglio:

- Zona fusa (ZF): costituita dal materiale che, durante l'esecuzione della saldatura, ha raggiunto temperature maggiori rispetto all'intervallo di fusione della lega. La quota parte di miscelazione tra il metallo d'apporto con il metallo base è chiamata diluizione, questo materiale mescolato che si forma può avere talvolta rilevanti variazioni di composizione chimica, oltre a una microstruttura metallurgica completamente differente dalle altre zone
- Zona termicamente alterata (ZTA): è quella porzione del materiale base che durante l'esecuzione della saldatura subisce un riscaldamento a temperature prossime o superiori alla temperatura di completa austenitizzazione (Ac_1) subendo un'alterazione della propria microstruttura a causa del ciclo termico
- Materiale base (MB): costituito dal materiale nel quale il ciclo termico di saldatura non ha causato alterazioni significative

La diluizione è un rapporto percentuale che rappresenta la quantità di materiale base portato a fusione durante la saldatura, che va a fare parte della zona fusa. L'entità della diluizione può risultare significativa soprattutto in relazione alla:

- Criccabilità a caldo, dove comporta in genere un incremento del tenore di impurezze in zona fusa provenienti dal materiale base
- Esecuzione di riporti e/o placcature per saldature, dove in genere deve essere il più possibile ridotta per limitare l'inquinamento di specifici elementi
- Controllo di tensioni e deformazioni, di norma legate all'apporto termico utilizzato e di riflesso alla diluizione ottenuta

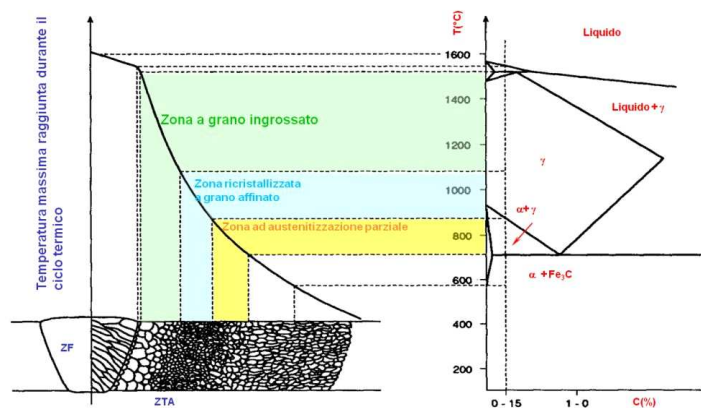


Fig.0.11 - Schematizzazione della struttura e zone di un giunto saldato

Struttura della zona fusa (ZF)

Durante la solidificazione, la zona fusa cede calore, principalmente per conduzione, al materiale circostante (questo effetto è nettamente prevalente rispetto alla quantità di energia dissipata per convezione e irraggiamento). La solidificazione del metallo fuso ha inizio con la nucleazione dei grani cristallini, in corrispondenza della superficie di fusione. La crescita dei grani avviene in direzione opposta a quella che caratterizza il flusso di calore, e quindi perpendicolarmente alle curve isoterme che rappresentano la distribuzione della temperatura durante l'esecuzione del giunto. In zona fusa, per ogni passata, i grani presentano una forma allungata, in cui la dimensione principale è orientata nella medesima direzione del flusso di calore, con una caratteristica struttura dendritica (ad albero). I grani di prima solidificazione (per effetto della velocità di raffreddamento) presentano le trasformazioni microstrutturali tipiche di quel metallo (o lega). La direzione delle dendriti nella zona fusa segue la direzione di avanzamento della sorgente termica. Una microstruttura dendritica presenta una significativa anisotropia di numerose proprietà. La disposizione delle dendriti può incrementare la tendenza alla criccabilità a caldo del giunto, se le dendriti risultano fortemente contrapposte, per esempio in una passata in cui l'altezza della sezione trasversale risulti significativamente maggiore della larghezza. La disposizione delle dendriti influenza i fenomeni di segregazione che possono interessare la zona fusa, in presenza di fasi o elementi basso fondenti (ad esempio solfuri). Nella zona fusa, una struttura finale con dendriti

molto ingrossate può influenzare negativamente le proprietà meccaniche del giunto saldato (in particolar modo la tenacità). Di seguito vengono indicati i principali fattori che influenzano le dimensioni finali del grano in zona fusa:

- Severità del ciclo termico
 - o Ciclo termico severo (elevata velocità di raffreddamento) causa una maggiore rapidità nella formazione dei germi di nucleazione, e quindi, in generale, a una diminuzione delle dimensioni finali del grano
 - o Ciclo termico blando, causato ad esempio da un elevato apporto termico specifico corrisponde al contrario un incremento nelle dimensioni finali del grano
- Trasformazioni allo stato solido, a parità di altre condizioni ciascuna trasformazione comporta una riduzione delle dimensioni dei grano
- Dimensioni del grano nel materiale base, i nuovi grani formati durante la solidificazione tendono a riprodurre la struttura cristallina del materiale base. In generale, un materiale base a grano fine consente di ottenere dimensioni del grano contenute anche in zona fusa

Linea di fusione (FL) - Dalla zona fusa alla ZTA

Per ciascuna passata, la linea di fusione rappresenta la separazione tra la zona fusa e la zona termicamente alterata. La linea di fusione è costituita dai punti del giunto che, durante l'avanzamento della sorgente di calore, vengono lambiti dalla superficie isoterma che corrisponde alla temperatura di fusione. In una saldatura multipass, ciascuna passata rifonde parzialmente la passata precedente e la superficie che separa la zona fusa dalla zona termicamente alterata è costituita dalla superficie in sviluppo delle singole linee di fusione.

Zona termicamente alterata (ZTA)

La zona termicamente alterata del giunto saldato è costituita dai punti che durante l'esecuzione del giunto subiscono un'alterazione della struttura cristallina originaria a causa del ciclo termico. Poiché il ciclo termico (per temperature raggiunte e modalità di raffreddamento) varia con la distanza dalla linea di fusione, la ZTA può presentare caratteristiche variabili da punto a punto. La zona più critica è quella sotto cordone (ZSC) che subisce un riscaldamento a temperature superiori alla temperatura di inizio della trasformazione ferrite-austenite (Ac3) e dove il grano austenitico si ingrossa. In questa zona aumenta la densità delle dislocazioni ed è possibile la solubilizzazione di elementi interstiziali, che possono dar luogo a infragilimento dell'acciaio per invecchiamento.

Le dimensioni della ZTA sono legate soprattutto alle dimensioni trasversali della passata e alla conduttività termica del materiale. Le modifiche indotte dal ciclo termico in forma puntuale sulla ZTA risultano ovviamente variabili caso per caso. Sono principalmente in relazione con:

- Il tipo di lega saldata
- Lo stato metallurgico di fornitura
- La dimensione del grano della lega stessa

Al di là delle considerazioni di carattere generale, lo studio delle proprietà della ZTA deve quindi essere condotto in relazione alla specifica applicazione, tale caratterizzazione può essere condotta attraverso l'esecuzione di dedicati esami metallografici (macro e micrografie) e valutazione delle proprietà meccaniche (come la durezza e la tenacità).

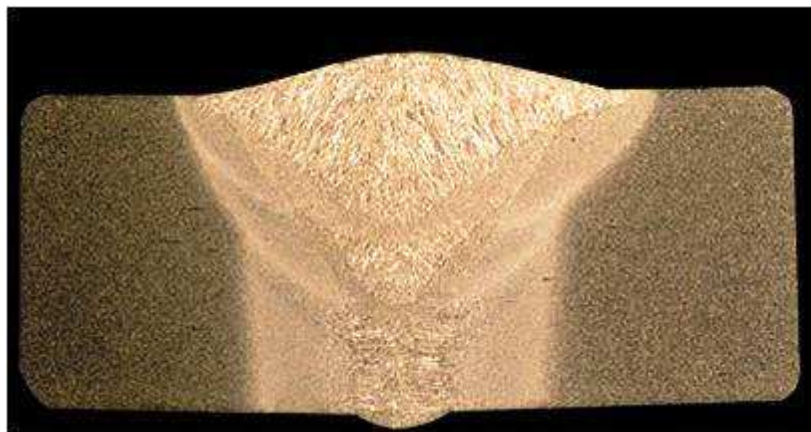


Fig.0.12 - Immagine tipica di una sezione macrografica di un giunto saldato

Struttura del giunto con tecnica a passate multiple

In un giunto eseguito con la tecnica a passate multiple, la struttura finale del giunto è il prodotto degli effetti di ciascuna passata. Nella zona fusa la struttura dendritica attraversa le singole linee di fusione, dal momento che la nucleazione dei grani tende a riprodurre la struttura dei grani della passata precedente. In generale, a parità di spessore, una saldatura realizzata con tecnica a passate multiple presenta proprietà migliori rispetto a un giunto eseguito con una sola passata. Durante l'esecuzione di ciascuna passata, la passata precedente viene in parte rifusa e in parte trattata termicamente, questo effetto è molto utile perché consente il rinvenimento di eventuali strutture fuori equilibrio (di tempra) presenti nella zona fusa del giunto saldato. Per questi motivi la tecnica a passate multiple è di norma adottata nella saldatura di acciai bonificati, con particolare riferimento al caso in cui non sia possibile o previsto il trattamento termico dopo saldatura.

Giunto saldato e saldabilità

Un materiale metallico viene considerato saldabile quando consente di realizzare la continuità metallica mediante giunti saldati che siano in grado di soddisfare i requisiti richiesti (in termini, ad esempio, di proprietà meccaniche e fisico-chimiche). Questa definizione evidenzia come la saldabilità di un materiale metallico sia una proprietà di carattere qualitativo, che deve essere studiata e determinata considerando i requisiti previsti per il giunto saldato. La saldabilità del materiale, quindi, è correlata alla struttura metallurgica della zona fusa e della zona termicamente alterata del giunto; è quest'ultima, infatti, a determinare con le proprie caratteristiche il comportamento complessivo del giunto in servizio.

L'acciaio

Gli acciai sono leghe a base Fe-C le cui caratteristiche e proprietà dipendono dalla composizione (% di C e degli altri elementi aggiunti) e dai trattamenti termici a cui sono stati sottoposti. Considerando la lega binaria Fe-C, si possono avere le seguenti strutture:

- La ferrite o ferro alfa: soluzione interstiziale caratterizzata dallo 0.04% massimo di C alla temperatura di 723 °C; questa presenta una struttura cristallografica di tipo cubico a corpo centrato (CCC)
- L'austenite o ferro gamma: soluzione interstiziale caratterizzata dallo 2.14% massimo di C alla temperatura di 1147 °C; Che presenta una struttura cristallografica di tipo cubico a facce centrate (CFC)
- La ferrite Delta: soluzione interstiziale caratterizzata dallo 0.07% massimo di C alla temperatura di 1486 °C

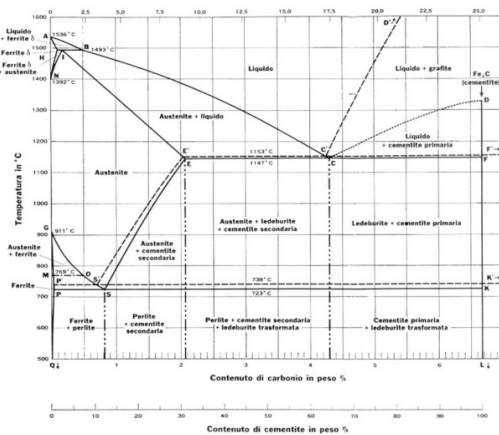


Fig.0.13 - Diagramma Fe-C

Gli elementi in lega hanno una fondamentale influenza sulle caratteristiche finali dell'acciaio. In genere si può dire che:

- Gli elementi in lega possono essere distinti in elementi ferritizzanti e austenitizzanti, in funzione del loro effetto nei confronti delle temperature di trasformazione
- Al variare della percentuale presente di detti elementi, si modificano anche le composizioni chimiche dei vari elementi microstrutturali

Si elencano nel dettaglio gli elementi principali in lega di un acciaio, che hanno le seguenti influenze sulla struttura e cartellistiche finali:

- Manganese
 - o Elemento austenitizzante
 - o Indurisce la ferrite
 - o Affina il grano
 - o Migliora saldabilità
- Silicio
 - o Elemento ferritizzante
 - o Indurisce la ferrite
 - o Aumenta lo snervamento e la resistenza all'ossidazione a caldo
- Fosforo
 - o Elemento ferritizzante
 - o Indurisce fortemente la matrice
 - o Grande incremento della temprabilità
 - o Segrega sotto forma di fosfuri ed è un infragilente a caldo
- Cromo
 - o Elemento maggiormente ferritizzante
 - o Tende a formare carburi stabili
 - o Aumenta temprabilità
 - o Migliora la resistenza alla corrosione e all'ossidazione
 - o Migliora la resistenza meccanica ad alta temperatura
 - o Riduce la sensibilità all'ingrossamento del grano
- Nichel
 - o Elemento maggiormente austenitizzante
 - o Incrementa tenacità e resistenza, anche a bassa temperatura
- Molibdeno
 - o Elemento ferritizzante
 - o Forte tendenza a formare carburi stabili
 - o Incrementa temprabilità
 - o Incrementa durezza e tenacità
 - o Aumenta la resistenza allo scorrimento viscoso
- Vanadio
 - o Elemento ferritizzante
 - o Elevata tendenza a formare carburi stabili
 - o Produce notevole incremento della temprabilità
 - o Notevole potere affinante del grano
- Cobalto
 - o Elemento austenitizzante
 - o Incrementa caratteristiche meccaniche della ferrite
- Alluminio
 - o Elemento ferritizzante
 - o Favorisce l'affinamento del grano
 - o Debole contributo alla temprabilità
 - o Aumenta la resistenza all'ossidazione a caldo
- Titanio
 - o Elemento tendenzialmente ferritizzante
 - o Indurisce fortemente la matrice ferritica
 - o Massima tendenza a formare carburi
 - o Forte contributo sulla temprabilità
 - o Si combina con l'azoto formando nitruri
 - o Affina il grano austenitico e previene dalla corrosione intergranulare
- Boro
 - o Elemento ferritizzante
 - o Incrementa temprabilità
 - o Infragilisce a caldo

A seguito un diagramma riassuntivo di classificazione delle principali tipologie di acciaio in funzione degli elementi di lega, settore d'impiego e trattamento termico allo stato di fornitura.

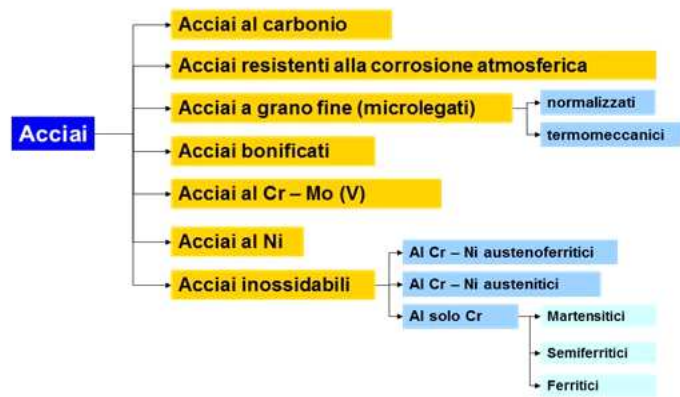


Fig.0.14 - Diagramma riassuntivo di classificazione degli acciai

La capacità di un acciaio di contenere, entro certi limiti, i valori di durezza nella ZTA è normalmente considerata indice della saldabilità dell'acciaio stesso. I valori di durezza delle microstrutture nella ZTA sono d'altra parte strettamente dipendenti dalla composizione chimica dell'acciaio e dalla velocità di raffreddamento che agisce su quella zona, durante e dopo la saldatura. Il ruolo della composizione chimica dell'acciaio è quindi altamente decisivo e spiega i tipi di trasformazioni microstrutturali che avvengono nella ZTA.

Vista la funzione austenitizzante o ferritizzante dei diversi elementi di lega, è di fondamentale importanza valutare correttamente la velocità di raffreddamento; in quanto è il principale parametro che controlla le trasformazioni allo stato solido della lega. La velocità di raffreddamento altera la relazione tra nucleazione e accrescimento dei grani, gli equilibri tra le fasi nelle trasformazioni "ideali" e determina la comparsa di strutture fuori equilibrio, con un meccanismo del tutto analogo a quello del trattamento termico di tempra. Per questo è fondamentale la velocità di passaggio attraverso Ac3. Queste strutture "fuori equilibrio" tendenzialmente dure e fragili, perciò non sono mai desiderate in saldatura; sono però quasi inevitabili nelle leghe molto ricche di elementi di lega; di conseguenza, in saldatura si cerca di utilizzare cicli termici più blandi (con velocità di raffreddamento inferiori) per evitare la formazione di queste strutture in percentuali elevate.

Se la velocità di raffreddamento è troppo elevata, superiore a quella che è caratteristica di ogni acciaio e chiamata velocità critica inferiore, si ha la comparsa della Martensite. La sua formazione è dovuta al fatto che la solubilità del C nella ferrite è molto più bassa di quella nell'austenite; questo comporta che per velocità di raffreddamento elevate, non avviene la diffusione degli atomi di C, che vanno così a occupare le uniche posizioni possibili (spigoli e basi) attraverso un meccanismo definito "a scatto", da cui si ottiene una struttura metallografica a cella tetragonale, prodotto della sovrasaturazione del carbonio nella cella CCC della ferrite. Questa appare al microscopio come una struttura aciculare.

Le caratteristiche meccaniche fondamentali della martensite sono l'elevata durezza e la fragilità. Dovute sia al minor numero di piani di scorrimento della cella tetragonale, che al difficoltoso movimento delle dislocazioni dovuto all'aumento del numero di atomi di C in condizioni di sovrasaturazione (che aumenta il grado di distorsione del reticolo cristallino). Questo fenomeno però, al contrario, aumenta la resistenza meccanica. Si può riassumere che la capacità di un acciaio di formare martensite è proporzionale alla sua temprabilità, che è condizionata dalla velocità di raffreddamento e dalla composizione chimica della lega.

Da quanto sopra esposto, si può trarre la conclusione dell'esistenza di una correlazione tra la temprabilità di un acciaio, la sua composizione chimica e la durezza che si può ottenere nella ZTA. Questa correlazione è espressa in termini di Carbonio Equivalente (CE), che definisce il comportamento alla temprabilità di un acciaio. Le relazioni per esprimere il CE sono sperimentali e di conseguenza diverse in funzione del campo di applicazione (saldatura, trattamento termico); si basano sulla composizione chimica del MB e le caratteristiche che gli elementi di lega conferiscono dopo saldatura, le quali si riferiscono agli aspetti che permettono di valutare la saldabilità come:

- La tenacità della ZTA
- La sensibilità della ZTA alla formazione di cricche
- La durezza massima ammissibile in ZTA
- La velocità critica di raffreddamento del MB

Tra le diverse formule proposte, quella maggiormente accreditata in letteratura, è quella elaborata dall'Istituto Internazionale della Saldatura (IIW) che propone la seguente formula [0.1]:

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad [0.1]$$

La pratica dimostra che per tenori di CE al di sotto dello 0.30% in peso non vi sono particolari inconvenienti che possano compromettere la saldabilità di un acciaio. Con percentuali di CE che vanno dallo 0.30 allo 0.50%, gli acciai manifestano una grande variabilità di comportamento nei confronti della saldabilità stessa; con percentuali superiori allo 0.50% occorrono particolari precauzioni, che talvolta possono risultare insufficienti per evitare l'eccessivo infragilimento della ZTA. L'esperienza industriale suggerisce che la durezza massima consigliata in ZTA dopo saldatura sia 350 HV10.

E' necessario fare notare, però che questa formula fornisce informazioni solamente orientative in quanto non tiene conto della variazione di altre condizioni che hanno una notevole influenza nel determinare le proprietà del giunto saldato. Questi fattori possono essere:

- Dimensione del grano di partenza del MB
- Tempi e temperature di austenitizzazione del MB
- Metodi di disossidazione durante la produzione dell'acciaio
- Presenza di Idrogeno nel MB o materiale d'apporto
- Velocità di raffreddamento (superficiale e/o al cuore) in funzione degli spessori e dimensioni del pezzo
- Apporto e ciclo termico della saldatura
- Eventuali trattamenti termici di distensione dopo saldatura
- Resistenza alla corrosione

Per poter valutare correttamente tutti questi fattori è necessario conoscere in dettaglio la metallurgia e saldabilità delle singole famiglie di acciai.

Saldabilità dell'acciaio

Come già accennato nei capitoli precedenti, in funzione della composizione chimica nominale, ogni famiglia di acciai possiede caratteristiche e particolarità dalle quali dipende fortemente la saldabilità degli stessi. In questa sede ci limiteremo alle famiglie di acciai oggetto d'indagine all'interno di questa ricerca.

Metallurgia e saldabilità degli acciai bonificati ad alta resistenza

Si tratta di acciai basso legati, caratterizzati dall'alto limite di snervamento, buona saldabilità e tenacità. Lo stato di fornitura tipico è quello bonificato (temprato più rinvenuto). I tipici settori di impiego sono le macchine movimento terra, sistemi di sollevamento, carpenteria pesante, serbatoi di stoccaggio.

Si tratta di acciai a basso tenore di C, con l'aggiunta di elementi microleganti (tipo Al, V, Ti, Zr e Nb), elementi tempranti (Cr, Mo, Cu e Ni), tracce di Boro come affinante e CE tipicamente maggiore di 0.30%. Gli elementi tempranti hanno lo scopo di evitare la trasformazione ferritica e favorire quella in martensite, per ottenere una buona tenacità.

Per questi materiali è essenziale il trattamento di rinvenimento, per ottenere le caratteristiche meccaniche desiderate. Le temperature di rinvenimento possono variare dai 450 ai 650 °C in funzione dei risultati attesi. Tra le caratteristiche meccaniche tradizionali troviamo:

- Elevata resistenza meccanica (in alcuni casi lo può snervamento supera i 1100 MPa)
- Elevati valori di durezza
- Duttilità a volte limitata

La saldabilità di questi acciai si presenta buona, i processi di saldatura sono di principio utilizzabili tutti, ad eccezione di quelli ad alto apporto termico specifico, che comporta il danneggiamento della microstruttura in ZTA. Il maggiore problema metallurgico è certamente la criccabilità a freddo.

Per garantire le stesse caratteristiche del MB dopo saldatura, è necessario ottenere un effetto di trattamento di bonifica della ZF e ZTA. Questo effetto lo si raggiunge mediante l'uso di processi rigorosamente multipass; l'uso di moderati preriscaldi (in genere non superiori a 120 °C) e la limitazione della temperatura di interpass e dell'apporto termico. Di norma è sempre richiesto un trattamento post saldatura (PWHT) per il rinvenimento e la distensione delle zone del giunto e delle tensioni di saldatura.

In aggiunta, per garantire certe caratteristiche meccaniche molto spinte, può essere necessario adottare specifiche tecniche di finitura dei giunti con tecnica di saldatura *temper beads* con lo scopo di rinvenire le passate di chiusura e la relativa ZTA. Questa tecnica prevede passate di saldatura, sopra l'ultimo strato di deposito dei cordoni, alle estremità laterali del giunto e a una corretta distanza dal materiale base eseguite con lo stesso procedimento di saldatura utilizzato per il giunto. Tali passate sono asportate successivamente mediante molatura.

In questi acciai abbiamo una limitata propensione alla criccabilità a caldo, a causa del moderato tenore di nickel che può dar luogo a cricche da liquazione in ZTA, per questa ragione è favorevole l'impiego di cicli termici rapidi, con apporti termici limitati. Più complesso il quadro relativo alla criccabilità a freddo, dove la struttura finale desiderata

deve essere una microstruttura martensitica, l'eventuale formazione di ferrite limiterebbe le caratteristiche meccaniche e la tenacità.

L'eventuale apporto di Idrogeno in saldatura deve essere limitato al massimo per evitare cricche a freddo. Per gli spessori importanti, occorre comunque valutare un preriscaldamento moderato o in anche, un post-riscaldamento di deidrogenazione.

Questi acciai sono soggetti anche a cricche intergranulari in ZTA o ZF, legate alla permanenza dei giunti saldati alle temperature tipiche di un trattamento di distensione. Queste cricche sono dovute all'effetto delle deformazioni plastiche indotte dalla temperatura di trattamento; queste deformazioni possono superare localmente il limite di duttilità del materiale causando il difetto (per esempio in corrispondenza della ZTA nella zona a grano ingrossato oppure in presenza di intagli strutturali).

Per questo il tempo di mantenimento alla temperatura di distensione del PWHT deve essere sufficiente a consentire l'abbassamento delle tensioni residue di saldatura a un valore conveniente, superato il quale ci si può attendere il peggioramento delle caratteristiche meccaniche e dei fenomeni di criccabilità descritti sopra.

Come detto in precedenza sono utilizzabili tutti i processi di saldatura. L'uso dell'elettrodo rivestito è molto diffuso sempre con il rispetto dei più rigorosi requisiti di condizionamento. Il processo con arco sommerso è utilizzabile solo con fili di diametro piccolo (non maggiori di 3,2 mm), preferendo flussi prefusi per limitare l'apporto di Idrogeno. I processi TIG e GMAW sono utilizzabili ma sempre in abbinata con gas inerti di protezione al diritto e al rovescio della saldatura e fili o bacchette piene di ridotto diametro.

La scelta dei materiali d'apporto e della procedura di saldatura dipendono fortemente dalle caratteristiche finali che si vogliono ottenere dal giunto, ma in linea generale si può dire che:

- Quando sia previsto un trattamento PWHT, occorre controllare il tenore di impurezze o di elementi che diano sensibilità a fenomeni di infragilimento o criccabilità
- Nel caso non siano previsti trattamenti dopo saldatura e occorra comunque garantire le caratteristiche desiderate allo "stato come saldato", bisogna utilizzare preriscaldamenti moderati, controllare severamente la temperatura di interpass e l'apporto termico specifico
- In caso sia previsto un trattamento di bonifica dopo saldatura, perde importanza il controllo dell'apporto termico, restando fondamentale però la composizione chimica del consumabile per ottenere le caratteristiche meccaniche desiderate
- Il criterio comunemente impiegato nella saldatura prevede la scelta di consumabili omologhi che superino le caratteristiche del MB del 10% circa, per ottenere un migliore comportamento alla rottura fragile, minori deformazioni plastiche in zona fusa e la riduzione del rischio che si sviluppino microvuoti che possano degenerare in difetti
- Particolare attenzione deve essere posta alla differenza tra valori nominali e valori reali di carico di rottura e snervamento del MB (a volte superiori anche del 30%) e della relativa scelta del materiale d'apporto, tenendo in considerazione anche le caratteristiche richieste di duttilità della ZF
- Quando si pongano problemi di duttilità della zona fusa, tipici delle leghe con caratteristiche più spinte, è possibile scegliere un metallo d'apporto con caratteristiche meccaniche inferiori ma a maggiore duttilità, tipo inossidabili austenitici; in questo modo, adottando un preriscaldamento moderato non superiore a 150 °C, si evita il PWHT
- Nel caso si richiedano caratteristiche meccaniche pari o superiori a quelle del MB, si possono usare materiali d'apporto in lega di Ni, più costosi, con maggiori caratteristiche tensili, migliore duttilità e minori rischi di migrazione del C verso la ZF

Metallurgia e saldabilità degli acciai al Cr-Mo-V

Si tratta di acciai basso legati caratterizzati da buona saldabilità e tenacità, impiegati in applicazioni e/o processi con alte temperature di esercizio. I tipici settori d'impiego sono le centrali termiche di generazione di energia e gli impianti petrolchimici. Le caratteristiche che differenziano questi acciai dagli altri basso legati, sono soprattutto la capacità di resistere bene ai fenomeni tipici dell'impiego ad alte temperature come:

- La diminuzione della resistenza meccanica con la temperatura
- L'ossidazione e corrosione a caldo
- La fragilizzazione da rinvenimento
- La fragilizzazione da scorrimento viscoso
- L'attacco e infragilimento da Idrogeno

Questi fenomeni fanno sì che la progettazione e l'esercizio delle apparecchiature costruite con questi materiali siano correlati a una "vita a termine" degli stessi, se soggetti a queste condizioni di impiego.

La fragilizzazione da rinvenimento si verifica quando l'acciaio è mantenuto, o raffreddato lentamente, nel campo di temperature tra 350 e 600 °C. Si manifesta come rotture intergranulari in ZF e in ZTA, in genere dopo PWHT, prodotte da microvuoti al bordo dei grani austenitici primari quando le deformazioni plastiche, conseguenti al

rilassamento delle tensioni di ritiro della saldatura, superano la duttilità locale del materiale. Il meccanismo di tale fragilità non è ancora stato ben chiarito ma si è riconosciuta una notevole influenza degli elementi secondari che segregano a bordo grano, quali: P, As, Sb, Sn, Cu, Si e Mn. Si previene tale fenomeno limitando e controllando, in maniera molto precisa, le percentuali di questi elementi nel MB e nel materiale d'apporto.

Gli acciai sollecitati a temperature superiori a 350 °C, per tempi lunghi oltre ad un certo valore di tensione di trazione manifestano deformazioni permanenti crescenti nel tempo fino a rottura, conseguenti al fenomeno conosciuto come "scorrimento viscoso". Questo si manifesta in tre fasi prima della rottura:

- Stadio primario: si presenta come precipitazione e sferoidizzazione a bordo grano di carburi con conseguente formazione di zone impoverite che comportano una diminuzione di resistenza allo scorrimento
- Stadio secondario: i carburi precipitati si trasformano, provocando la nucleazione di microvuoti intergranulari e il loro successivo concatenamento a bordo grano
- Stadio terziario: dalla coalescenza dei microvuoti si passa alla formazione di microcricche intergranulari.

La fragilizzazione da scorrimento viscoso è dovuta al terzo stadio che provoca l'impoverimento della zona coinvolta che non può più sopportare grosse deformazioni, soprattutto al taglio, e provoca la rottura. Si limita controllando, in maniera molto precisa, la concentrazione degli elementi secondari, in particolare Ar, Sb, P e Sn nel MB e il materiale d'apporto.

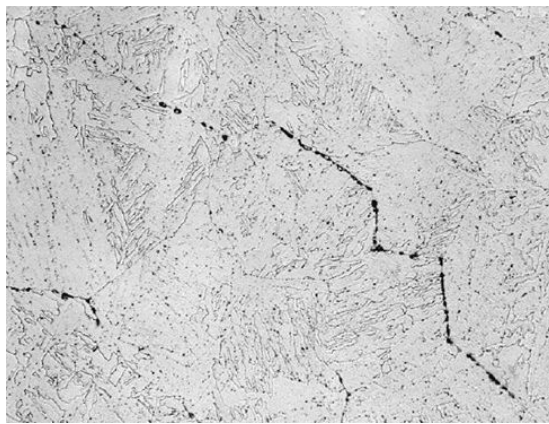


Fig.0.15 - Immagine tipica di una struttura metallurgica danneggiata dal fenomeno di scorrimento viscoso

L'attacco da Idrogeno è prodotto dal H_2 atomico, presente nei gas di processo dei processi petrolchimici ad alte temperature in cui vengono impiegati i componenti fatti da questo tipo di acciai. L'Idrogeno si diffonde nell'acciaio reagendo con il C o con i carburi per formare CH_4 , provocando in superficie, in microcavità reticolari o a bordo grano, decarburazione del grano. Inoltre essendo la molecola di metano "relativamente" molto grande, la stessa non riesce a diffondere, potendo localmente creare forti tensioni nei microvuoti iniziali che possono trasformarsi in cricche (fessurazioni intercristalline) o veri e propri distacchi (bolle). L'unica prevenzione è usare post-riscaldi dopo saldatura e PWHT con tempi sufficientemente lunghi per far ri-precipitare carburi stabili ed eliminando il CH_4 formato.

L'infragilimento da Idrogeno invece si può verificare soprattutto in occasione di fermate, quando i materiali/componenti tornano a temperatura ambiente. In questi casi, se debbono essere eseguiti interventi di saldatura, occorre attendere l'evoluzione naturale dell'Idrogeno diffusibile o accelerarla con opportuni trattamenti; altrimenti la presenza dell'Idrogeno, combinata con le tensioni di ritiro delle nuove saldature, può dare luogo a cricche.

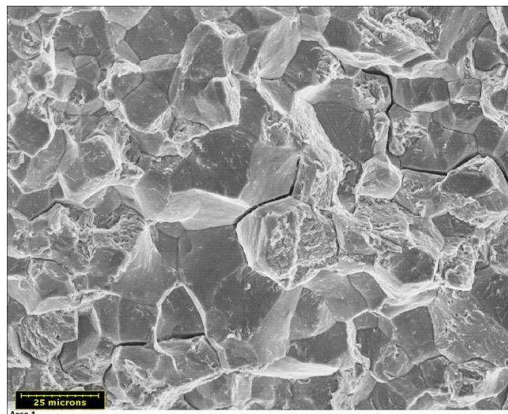


Fig.0.16 - Immagine al SEM tipica di una struttura metallurgica danneggiata dal fenomeno di infragilimento da H_2

Gli elementi presenti in queste leghe attribuiscono loro le seguenti caratteristiche:

- Cromo: Aumenta la resistenza all'ossidazione a caldo e favorisce la formazione di carburi più stabili ad alta temperatura limitando la grafitizzazione e annullando l'insorgenza della fragilizzazione relativa
- Molibdeno: Forma soluzioni solide di sostituzione, rendendo difficoltoso lo spostamento degli atomi di Fe e il riassetto del reticolo, aumenta di conseguenza la resistenza allo scorrimento a caldo. Inoltre forma carburi che precipitano in maniera dispersa nella matrice ostacolando i movimenti dei piani di scorrimento e delle dislocazioni
- Vanadio: Forma carburi fini dispersi nella matrice del tipo M_xC_6 , M_7C_3 , M_6C , M_2C , MC . Questi carburi sono termodinamicamente stabili aumentando la resistenza all'attacco da H_2 , riducendo la pressione del CH_4 e la crescita dei micro vuoti. Aumenta quindi la resistenza all'infragilimento da H_2 . La dispersione all'interno della matrice dei carburi di Vanadio intrappola l' H_2 diffusibile, riducendone il coefficiente di diffusione e di conseguenza la riduzione della concentrazione di H_2 nei siti d'innesco cricche

In funzione della percentuale degli elementi, sopra riportati, all'interno dell'acciaio si distinguono i seguenti gradi e campi d'impiego:

- 0,5% Mo, con tenore di C intorno allo 0,15%: usato per tubazioni e surriscaldatori fino a circa 450 °C
- 1,25% Cr - 0,5% Mo: usato per tubazioni di trasferimento calore e tubi di caldaie, con temperatura di esercizio fino a circa 550 °C
- 2,25% Cr - 1,0% Mo: presenta buona resistenza sia all'ossidazione sia allo scorrimento viscoso ed è utilizzato a temperature fino a circa 650° C senza presenza di Idrogeno, e fino a circa 500° C con fluidi contenenti Idrogeno
- 2.25% Cr – 1.0% Mo – 0.25% V: materiale per impiego ad alte temperatura di servizio in presenza di H_2 . Il Vanadio e/o Niobio aumentano la resistenza meccanica ad alta temperatura attraverso la precipitazione di carburi fini e l'aumento della resistenza all'attacco da H_2
- Cr al 5%, 7%, 9% e rispettivamente Mo allo 0,5%, 0,5% e 1%: questi materiali presentano notevole resistenza all'ossidazione grazie all'elevato tenore di Cromo, mentre la resistenza allo Scorrimento viscoso dipende soprattutto dal tenore di Molibdeno

La saldabilità di questi acciai è buona, gli aspetti metallurgici da considerare sono:

- La scarsa suscettibilità alle cricche a caldo se si usano le moderne tecnologie di fabbricazione che consentono di tenere molto basso il livello delle impurezze
- L'elevata suscettibilità alle cricche a freddo data la facile formazione in saldatura di strutture fuori equilibrio a causa dell'alto tenore di elementi di lega (Alto CE)
- La bassa propensione agli strappi lamellari, dato il basso contenuto inclusionale di solfuri

Per il PWHT si prevede solitamente una permanenza di 2 minuti per ogni mm di spessore con un minimo di 1 o 2 ore a seconda del grado dell'acciaio, mentre per le velocità di riscaldamento e raffreddamento solitamente si usano gradienti di mai superiori a 200 °C/h. Sotto i 300 °C il materiale può essere lasciato raffreddare in aria calma.

Sono utilizzabili tutti i procedimenti di saldatura ma, per garantire un buon risultato con le caratteristiche del giunto previste per questo tipo di impiego, bisogna usare sempre procedimenti "ad apporto basso di Idrogeno" come TIG e MIG, elettrodi basici, flussi ben essiccati e gas di protezione a bassa temperatura di rugiada.

L'eliminazione dell'umidità dai lembi e la loro pulizia sono fondamentali perché l'umidità contenuta nell'ossido superficiale non è eliminata dal preriscaldamento. Le temperature di preriscaldamento sono in funzione dello spessore e delle % di Cr e Mo della lega. Bisogna usare apporti termici bassi per evitare eccessivo ingrossamento del grano. Nel caso di prima passata a TIG è consigliabile usare gas tipo Ar, N o gas riducenti (miscele azoto-idrogeno) per evitare l'ossidazione del Cr che provoca scaglie ossidate sul rovescio del giunto, chiamata "protezione al rovescio". Per giunti con spessori rilevanti (maggiori di 60 mm) usare la tecnica di saldatura a passate multiple e cianfrini stretti.

Per i materiali d'apporto, oltre ai materiali tradizionali omologhi alla lega aventi caratteristiche corrispondenti al MB, è consigliato usare le versioni a "basso Carbonio" che permettono di ridurre la temperatura di preriscaldamento e conferiscono maggiore duttilità nel giunto saldato a discapito di una minore resistenza allo scorrimento viscoso.

In certi casi, se si vuole evitare o non eseguire il PWHT è possibile usare materiali d'apporto del tipo austenitici o in lega di Ni. In questi casi il preriscaldamento deve essere limitato a 120÷150 °C per non creare pericoli di criccabilità a caldo in ZF e limitare la formazione di strutture fragili in ZTA, la possibile presenza di strutture di questo tipo è controbilanciata dalla duttilità della struttura austenitica in ZF.

L'uso di questo tipo di materiali d'apporto nella saldatura di questi acciai presenta notevoli inconvenienti per la ridotta resistenza del giunto all'attacco da H_2 a causa della mancata formazione di carburi in ZTA. Inoltre nei giunti con materiale d'apporto austenitico, data la sensibile differenza nel tenore di Cr tra la ZF e la ZTA e la particolare affinità che il Cr ha con il C, si verifica una migrazione del C dal MB alla ZF, creando una fascia decarburata a grano

grossolano vicino alla ZF e una fascia carburata al limite della ZF stessa. La fascia decarburata possiede minore resistenza allo scorrimento a caldo e con il tempo può dare origine a microcricche, mentre la fascia carburata può dare origine durante il raffreddamento a martensite ad alto Cr, con conseguente notevole fragilità a temperatura ambiente.

Infine a causa del diverso coefficiente di dilatazione della ZF e del MB se il giunto è sottoposto a frequenti variazioni di temperatura, le differenze di allungamento provocano tensioni alternate di notevole entità, accompagnate da fenomeni di scorrimento comportanti deformazioni plastiche per cui si possono verificare rotture per fatica termica.

La migrazione del C è molto più limitata quando si utilizzano materiali d'apporto ad alto Nichel data la ridotta affinità del Ni con il C. Inoltre il coefficiente di dilatazione termica di questi materiali d'apporto è abbastanza simile a quelli del MB per cui i pericoli di fatica termica sono ridotti. Anche per questo i giunti saldati con materiali d'apporto ad alto Ni possono essere sottoposti a PWHT ricreando le condizioni ottimali per la ZTA.

Nel caso di saldature tra acciai di grado diverso ma contiguo, il materiale d'apporto scelto di solito è quello corrispondente all'acciaio con tenore di Cr e Mo più basso per evitare la migrazione di C dovuta all'eccessiva differenza nel tenore di Cr tra MB e materiale d'apporto. Nel caso di saldatura di acciai con tenori di Cr non contigui, è necessario che i materiali d'apporto abbiano tenore di Cromo intermedio tra quello dei due acciai, invece nel caso della saldatura di materiali ad alto Mo, non si diminuisce mai il tenore di questo elemento nel materiale d'apporto.

Le temperature di preriscaldamento e interpass saranno le minime previste per il materiale più legato e la temperatura di PWHT sarà la massima prevista per il materiale meno legato.

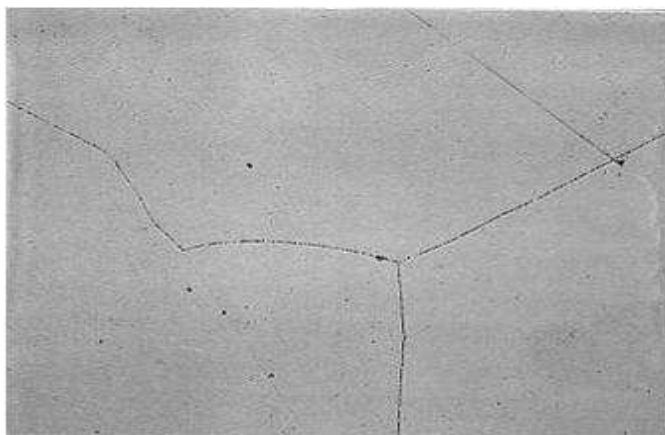


Fig.0.17 - Immagine tipica di una struttura metallurgica con marcata precipitazione di carburi a bordo grano

Metallurgia e saldabilità degli acciai inossidabili

Gli acciai inossidabili sono considerati un'importante classe di materiali che trovano applicazione in numerosi settori dell'industria, in prodotti commerciali su diversa scala e in utensili di utilizzo quotidiano.

Per definizione gli acciai vengono classificati come inossidabili quando il tenore di Cr in lega è maggiore del 12%. L'aggiunta del Cr determina la formazione di un ossido aderente e compatto che protegge il metallo dall'ambiente corrosivo, mentre l'aggiunta di Ni migliora la resistenza alla corrosione in ambienti debolmente ossidanti, la duttilità e la resistenza ad alta temperatura. Questi acciai si distinguono nelle seguenti famiglie in base alla composizione chimica e alla struttura metallurgica derivante:

- Acciai inossidabili tradizionali
 - Al solo Cromo (Martensitici, Ferritici, Semiferritici)
 - Al Cromo-Nichel (Austenitici)
- Acciai inossidabili speciali:
 - Super-martensitici
 - Super-austenitici
 - Austeno-ferritici (Duplex)
 - Indurenti per precipitazione (PH)

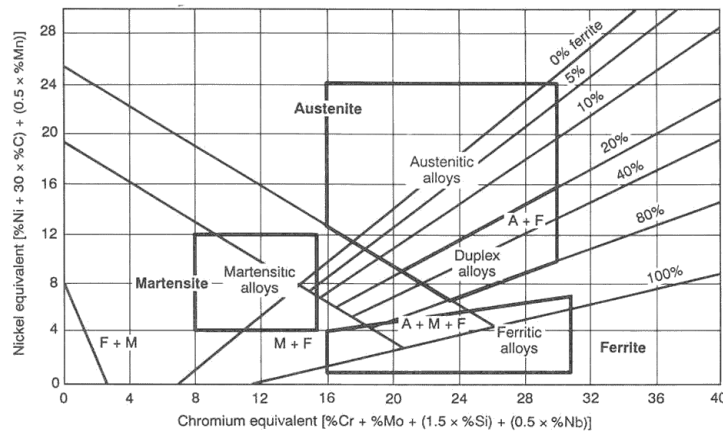


Fig.0.18 - Diagramma di Shaeffler. Si distinguono le aree di interesse delle diverse famiglie di acciai inossidabili

Gli elementi presenti in queste leghe attribuiscono loro le seguenti caratteristiche:

- Carbonio (0.02÷0.08%): Promuove la stabilità della fase austenitica e le caratteristiche meccaniche a caldo
- Manganese (Fino al 2%): Migliora la lavorabilità a caldo. Aumenta la solubilità dell'azoto. Il suo effetto varia con la temperatura a freddo stabilizza l'austenite, mentre a caldo stabilizza la fase ferritica
- Cromo (16÷25%): Garantisce le caratteristiche di resistenza alla corrosione e aumenta anche le caratteristiche di resistenza all'ossidazione a caldo
- Nichel (8÷20%): Promuove la formazione della struttura austenitica, migliora la duttilità e la tenacità. Inoltre incrementa la resistenza alla corrosione in ambiente acido
- Molibdeno: Migliora le caratteristiche di resistenza alla corrosione sia localizzata che generalizzata e conferisce anche migliori caratteristiche meccaniche
- Niobio e Titanio: Vengono utilizzati per la loro proprietà di formare carburi stabili allo scopo di migliorare la resistenza alla corrosione intergranulare. Aumentano contemporaneamente anche le caratteristiche meccaniche ad alta temperatura
- Azoto: E' un forte stabilizzante della fase austenitica. Migliora le caratteristiche meccaniche e la tenacità a bassa temperatura. In combinazione con il Mo migliora le caratteristiche di resistenza alla corrosione localizzata

Gli acciai inossidabili sono caratterizzati generalmente da un'ottima saldabilità e tenacità quando impiegati in applicazioni a temperature non elevate, perché l'esposizione a temperatura elevata può avere effetti gravi sulle loro caratteristiche meccaniche e metallurgiche.

Primo, e più importante, effetto è la precipitazione a bordo grano di carburi ricchi in Cr (chiamata anche Sensibilizzazione dell'acciaio) che induce un locale impoverimento di questo elemento nelle zone adiacenti al bordo stesso, le quali diventano quindi più suscettibili alla corrosione in determinati ambienti. L'intervallo tipico di temperatura di precipitazione di questi carburi è tra 450 e 850 °C e, a parità di temperatura, il tempo di precipitazione dei carburi di Cr è tanto più piccolo quanto maggiore è il contenuto di C del materiale.

Abbiamo poi la fase Sigma (σ), che è una fase intermetallica (Fe-Cr) dura e fragile, che precipita nell'intervallo di temperature tra 480 e 900 °C, ma in tempi apprezzabili a 550 °C e con grande rapidità a temperature di 800-850 °C. Precipita principalmente a partire dalla ferrite δ presente nel materiale, in modo comunque non proporzionale. Può formarsi anche dall'austenite (soprattutto in acciai molto legati) ma con tempi più lunghi e a temperature più elevate. La sua precipitazione è favorita negli acciai che contengono Mo. Piccole quantità di fase σ (fino al 5%) non creano problemi in quanto la fase risulta discontinua nella matrice mentre valori maggiori comportano importanti diminuzioni della tenacità e duttilità.

Va ricordato che un acciaio inossidabile austenitico, caratterizzato dalla presenza di una quantità di fase σ pari al 10%, ha una tenacità a 650 °C di circa 50 J, a fronte di valori pari a 260 J dello stesso senza fase σ . Il valore della tenacità a temperatura ambiente dello stesso acciaio contenente il 10% di fase σ è pari a circa 17 J. Pertanto, per applicazioni ad alta temperatura, un materiale con presenza di fase σ possiede ancora un certo margine di tenacità e la presenza della suddetta fase intermetallica può essere tollerata, invece la bassa tenacità a temperatura ambiente dovuta alla fase σ comporta la necessità di limitare le sollecitazioni meccaniche a freddo (p.e. nel corso di fermate e/o avviamento d'impianti che lavorano a elevate temperature).

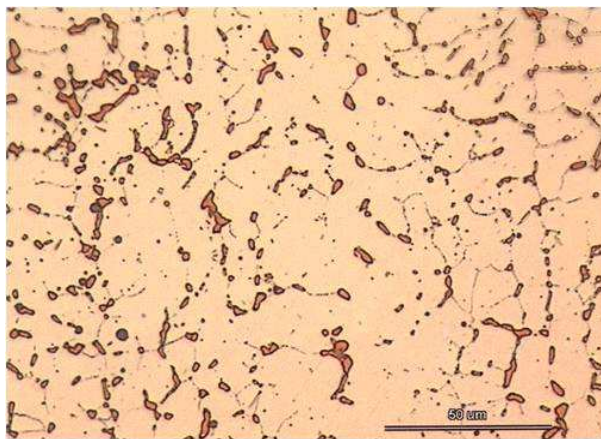


Fig.0.19 - Immagine tipica di una struttura metallurgica con marcata precipitazione di fase σ

In funzione della percentuale di elementi di lega all'interno dell'acciaio e campo di impiego si distinguono i seguenti tipi di acciai inossidabili.

Austenitici, questi acciai sono caratterizzati da una struttura monofasica austenitica stabile. La presenza di Ni aumenta la stabilità della fase austenitica. Con un tenore di Ni > 1.5% compare una fase austenitica, ancora instabile a cui può seguire la formazione di fasi martensitiche. Per tenori di Ni superiori all'8% si ha struttura austenitica ancora instabile; generalmente si ha austenite stabile con Ni pari al 10% e con tenori di Ni ancora superiori si ha una struttura completamente austenitica. La loro elevata tenacità, anche a basse temperature, consente l'applicazione degli acciai inossidabili austenitici fino a temperature dell'ordine di -269 °C. Questi acciai inoltre garantiscono anche una buona resistenza all'ossidazione a caldo anche a temperature dell'ordine di 600 °C.

Al solo Cr, questi in funzione del tenore di Cr si dividono in:

- Martensitici con il Cr < 12%
- Semiferritici con Cr ~ 12%
- Ferritici con 13% < Cr < 30%

In questi acciai il C agisce come elemento fortemente austenitizzante ampliando la zona di esistenza di questa fase, il cui limite passa dal 13% al 23% per C=0.25%. Per esempio un acciaio al 13% Cr può essere martensitico con C=0,15% o ferritico se il C=0,08%. Sono leghe essenzialmente a base di Fe-Cr-C con contenuto di Cr variabile dall'11.5% al 18%. La trasformazione austenite-martensite si realizza in quasi tutte le condizioni di raffreddamento, perciò sono forniti comunemente allo stato rinvenuto. Possono contenere una quantità residua di ferrite δ , questo però comporta valori di resilienza minori. Sono caratterizzati da buone proprietà meccaniche di resistenza allo scorrimento viscoso (utilizzati fino a 650 °C), di resistenza a fatica e possiedono discrete caratteristiche di resistenza alla corrosione. Trovano applicazione nella realizzazione di turbine a vapore, turbine a gas, motori aeronautici, impianti petroliferi e petrolchimici; le leghe a più alto carbonio sono utilizzate nella realizzazione di alberi di trasmissione, ingranaggi, strumenti chirurgici ecc.

Austeno-ferritici (Anche chiamati comunemente Duplex), sono acciai a struttura bifasica che presentano, data questa loro particolare struttura metallurgica, un ottimo compromesso tra caratteristiche meccaniche elevate e comportamento a corrosione. Infatti si ha una buona resistenza alla corrosione in ambienti contenenti cloruri, alla corrosione per vaiolatura e un'ottima resistenza alla tenso-corrosione. Questa struttura bifasica è ottenuta attraverso la composizione chimica mirata della lega e i trattamenti termici con raffreddamento controllato tra 1200 e 800 °C. Rispetto agli acciai inossidabili austenitici hanno una maggiore resistenza alla tenso-corrosione e caratteristiche tensili. Sono tutti acciai a basso C (<0.03%) quindi non suscettibili di precipitazione di carburi a bordo grano, però le alte percentuali di elementi di lega favoriscono la cinetica di precipitazione delle fasi fragili (Tipo sigma) e per questo trovano un limite di applicazione alle alte temperature (280 °C massimo) e un limite di applicazione alle basse temperature (-60 °C massimo) per i suddetti problemi di fragilizzazione e la presenza di ferrite che comporta il decadimento dei valori di resilienza. Trovano applicazione nella realizzazione di apparecchi per impianti petrolchimici e chimici (tipo scambiatori, reattori e serbatoi), impianti che usano acqua di mare e desalinizzatori e impianti per l'estrazione di idrocarburi in installazione in mare immersi completamente o parzialmente (Subsea / Offshore) e/o a riva (Onshore).

Per tutti gli acciai inossidabili per cui è previsto l'utilizzo in ambienti corrosivi, il trattamento della superficie a contatto con il fluido di processo dopo saldatura è praticamente d'obbligo perché la resistenza alla corrosione è direttamente proporzionale al grado di finitura della superficie. Quindi allo scopo di eliminare o limitare i possibili punti di innesco di attacco corrosivo, tutte le particelle di scoria e ossidi devono essere accuratamente asportate e gli eventuali colpi d'arco lontano dalla saldatura devono essere molati. E' da preferire la pulizia meccanica mediante spazzolatura, molatura e/o sabbiatura, con l'uso di utensili dedicati e puliti; spazzole in acciaio inox che non abbiano lavorato su acciaio al carbonio. Eventuali lavorazioni a macchina devono essere effettuate con attenzione, in quanto un eccessivo incrudimento superficiale potrebbe innescare problemi di tenso-corrosione.

Possono essere utilizzati anche eventuali metodi di pulizia chimica (decapaggio) con appositi prodotti che spesso realizzano anche la passivazione della superficie. Il trattamento di passivazione (chimica o elettro-passivazione) è richiesto per ambienti particolarmente aggressivi o quando la superficie è esposta all'ambiente immediatamente dopo eventuali trattamenti di finitura superficiale. E' importante prevedere un'accurata eliminazione dei residui di eventuali prodotti decapanti per evitare possibili futuri inneschi di fenomeni corrosivi.

Metallurgia e saldabilità degli acciai inossidabili austenitici

Gli acciai austenitici, per la matrice che li caratterizza, non pongono problemi di cricche a freddo data l'alta solubilità dell'H, l'elevata duttilità e tenacità; hanno invece elevata la suscettività alle cricche a caldo e, in questo caso, la pulizia dei giunti è fondamentale per non introdurre possibili inquinanti e basso fondenti, perciò la stessa diventa una variabile essenziale di saldatura.

Questi materiali devono essere saldati con cicli termici rapidi che evitino di portare il materiale a elevate temperature per tempi lunghi perché altrimenti si producono tutti quei fenomeni analizzati in precedenza come l'infragilimento, ingrossamento del grano e perdita di resistenza alla corrosione (Sensibilizzazione). In caso di necessità, questi degradi possono essere recuperati con l'esecuzione di trattamenti termici, però questi sono poco adatti a componenti saldati per i loro parametri di esecuzione, come vedremo dopo.

Un altro aspetto molto importante da tenere in seria considerazione sono le elevate tensioni di ritiro, dovute a elevato coefficiente di dilatazione termica che può creare importanti distorsioni in un manufatto saldato. Per limitare questo effetto, l'apporto termico e le temperature di Interpass devono essere basse e tendenzialmente non si effettuano preriscaldi. In caso di saldature altamente vincolate e caratterizzate da grossi spessori si possono presentare anche problemi di cricche da liquazione in ZTA o rotture intergranulari indotte dalla precipitazione di carburi a bordo dendrite, soprattutto negli acciai stabilizzati; in questi casi si rende necessario un accurato controllo dell'apporto termico.

Per quanto riguarda i trattamenti termici (PWHT), questi acciai risultano poco predisposti, perché non presentando cambio di fase, salvo per i trattamenti con temperature superiore ad Ac3. Avremo quindi un trattamento di solubilizzazione tra i 980 e i 1120 °C con successivo raffreddamento uniforme e rapido. Questo ciclo termico ha il principale scopo di ripristinare le caratteristiche di resistenza alla corrosione e può ridurre le tensioni residue. I tempi di mantenimento devono essere limitati per evitare la crescita del grano (tipicamente 3 minuti ogni 2.5 mm di spessore). Per evitare fenomeni di infragilimento nelle zone portate a temperature nell'intervallo da 500 a 800 °C, il trattamento non può essere locale; per questo è consigliato riscaldare tutto il componente. Inoltre è conveniente eseguire il trattamento in atmosfera controllata per evitare ossidazioni eccessive, altrimenti si richiedono trattamenti superficiali per rimuovere le scaglie di ossido.

Per gli acciai di questo tipo, un altro trattamento può essere quello di stabilizzazione (800÷900 °C) che stabilizza i carburi di Cromo, introducendo tuttavia rischi di fragilizzazione come visto prima a causa della solubilizzazione, perciò è sconsigliato. Sono da evitare assolutamente trattamenti di distensione al di sopra dei 420 °C per gli stessi motivi.

Per quanto riguarda la scelta del metallo d'apporto, i MB hanno generalmente un contenuto di ferrite δ inferiore al materiale di apporto, anche se la diluizione di saldatura tende ad abbassare il contenuto intrinseco di ferrite nel materiale di apporto stesso. Generalmente, per applicazioni in un intervallo di temperature da -80 a 400 °C, si utilizza il materiale d'apporto omologo al MB. Per applicazioni in ambienti particolarmente corrosivi può essere richiesto un basso contenuto di ferrite o utilizzato un consumabile più legato. Se il Mo è presente in quantità maggiori di 2% nel MB, si possono avere problemi di corrosione in ZF per effetto di segregazioni di quest'ultimo elemento nelle dendriti; pertanto, in ambienti aggressivi, si può ricorrere a consumabili con maggiore contenuto di Mo. In applicazioni a $T > 400$ °C, si devono utilizzare materiali di apporto a tenore di C controllato (0.02÷0.08%) al fine di assicurare un'adeguata resistenza allo scorrimento viscoso.

La presenza di Mo a temperature molto alte è deleteria in quanto favorisce la precipitazione di fasi intermetalliche fragili, perciò sono da favorire materiali d'apporto (MA) con Mo basso. Per applicazioni criogeniche si preferisce utilizzare consumabili con più alto contenuto di Ni per tenere più controllata la quantità di ferrite δ , che tende a diminuire la tenacità a bassa temperatura. Nei casi di impieghi critici (T fino a -269 °C) può essere preferibile usare MA completamente austenitici liberi di ferrite δ .

Tutti i procedimenti di saldatura sono utilizzabili.

Metallurgia e saldabilità degli acciai inossidabili al solo Cr

La saldabilità degli inossidabili martensitici al solo Cr è invece legata principalmente agli elevati valori di durezza in ZTA che si possono produrre durante la saldatura e che aumentano la sensibilità alla criccabilità; in questo caso la selezione degli adeguati valori della temperatura di preriscaldamento e della corretta procedura di saldatura è critica per l'ottenimento di giunti affidabili. Questi acciai soffrono di alti rischi di criccabilità a freddo, dovuti alla propensione a formare strutture martensitiche, alle tensioni residue elevate dovute all'alto coefficiente di dilatazione e alla sensibilità all'infragilimento da H₂. Al contrario degli acciai austenitici hanno però un limitato rischio di criccabilità a caldo per la tendenziale purezza sia dei MB sia dei MA. Dal punto di vista della saldabilità, tutto questo ci porta a considerarli molto simili agli acciai basso legati al Cr-Mo-V.

Bisogna quindi applicare tutte le precauzioni atte a minimizzare l'apporto di Idrogeno come l'asciugatura dei lembi, l'utilizzo di elettrodi basici ben condizionati, l'uso di gas di protezione con basse temperature di rugiada e di procedimenti di saldatura con basso apporto di Idrogeno.

Per i MB con contenuto di C standard (tipo AISI 410) la temperatura di preriscaldamento dovrebbe essere, quando possibile, al di sotto della temperatura di fine martensite (M_f), per assicurare la completa trasformazione martensitica. Se questo non è possibile il successivo PWHT potrebbe essere inefficace nel rinvenire la martensite formata. Per materiali base con C maggiore dello 0.2% la M_f si abbassa e risulta conveniente applicare un preriscaldamento a circa 250 °C (intervallo tra la fase martensitica e austenitica) e quindi raffreddare a una temperatura inferiore (150 °C) prima del post-riscaldamento o PWHT. Concludendo, per questi acciai il trattamento termico dopo saldatura va sempre fatto, se possibile, e solitamente va eseguito a temperature dell'ordine di 650 a 770 °C. Il trattamento termico ripristina sia le caratteristiche di resistenza alla corrosione che, eventualmente, di tenacità.

Per quanto riguarda la scelta del metallo d'apporto, in casi particolari si possono usare materiali d'apporto di tipo austenitico, ma bisogna tenere conto, molto bene, delle differenti proprietà fisico-meccaniche e della diversa risposta della ZF ai trattamenti termici; in alternativa agli austenitici troviamo i materiali d'apporto in lega di Nichel. Nelle applicazioni o giunti dove non è possibile effettuare il trattamento termico sul pezzo e si usa la tecnica del "imburratura" dei lembi per trattare separatamente i pezzi e dopo saldare il giunto con MA ad alto Ni usando preriscaldi e apporti termici bassi. Nel caso invece di riparazioni in cui non è possibile effettuare il trattamento termico, si può utilizzare la tecnica delle passate di rinvenimento (*temper bead*).

Anche questi acciai soffrono dei fenomeni di fragilizzazione. La fragilizzazione a 475 °C data dalla formazione di fasi dure e fragili ad alto Cr nell'intervallo di temperature tra 565 e 400 °C; a cui sono particolarmente sensibili i materiali con percentuali importanti di Ti e Nb. Se il problema è meno sentito in saldatura, vista la lenta cinetica di precipitazione di queste fasi, deve essere tenuto presente per l'eventuale trattamento termico e la temperatura di esercizio del componente. Da tenere in considerazione anche la fragilizzazione da fasi σ alla pari dei fratelli austenitici; anche in questo caso il problema non è particolarmente gravoso in saldatura ma va tenuto presente in eventuali procedure di trattamento termico.

La resistenza alla corrosione degli acciai inossidabili al solo Cr è compromessa dal fenomeno della sensibilizzazione che, in questo caso, però si verifica per temperature intorno a 925 °C. Per correggere questo problema è possibile eseguire un trattamento termico dopo saldatura a 800 °C; questo rigenera le zone impoverite di Cr, favorendo l'omogeneizzazione della struttura per diffusione, e può essere eseguito anche localmente. Per la corretta impostazione dei parametri di PWHT bisogna tenere ben conto del rischio dei fenomeni di infragilimento discussi precedentemente.

Metallurgia e saldabilità degli acciai austeno-ferritici

La saldabilità degli inossidabili austeno-ferritici è pari a quella degli acciai inossidabili austenitici, ma va analizzata in maniera dedicata per la particolarità del comportamento della fase ferritica. Il primo aspetto importante è il bilanciamento delle fasi in ZF su cui incide molto il tempo di permanenza del materiale fuso nell'intervallo di temperatura tra i 1200 e 800 °C (chiamato anche "parametro $t_{12/8}$ ").

Per quanto riguarda la scelta del metallo d'apporto, la tendenza è quella di usare i materiali omologhi al MB con una percentuale maggiore di Ni, per riportare il bilanciamento delle fasi austenite-ferrite nel campo ottimale dato che il ciclo termico di saldatura ne provoca lo spostamento verso la fase ferritica. Per questo è consigliato usare apporti termici il più bassi possibile, e l'uso di procedimenti automatici (per la garanzia della costanza dei parametri) in maniera da favorire le basse diluizioni. E' conveniente inoltre la presenza di moderate quantità di Azoto nel gas di protezione sia al dritto della saldatura che al rovescio, dato il potere austenitizzante dello stesso. In generale si ritengono accettabili i giunti in cui il rapporto austenite-ferrite in ZF sia contenuto tra 35 e 65%.

La tenacità e la resistenza alla corrosione della ZF sono le proprietà che, più di tutte, sono sensibili a uno scorretto bilanciamento del rapporto austenite-ferrite, vista la maggiore predisposizione della fase ferritica all'attacco corrosivo e la maggiore fragilità a basse temperature. Esiste la problematica addizionale dell'eventuale presenza di fasi intermetalliche o nitruri, duri e fragili, tipo la fase σ , causa di ulteriore infragilimento. Se sono richieste garanzie spinte delle proprietà suddette, è preferibile applicare procedimenti di saldatura con protezione di gas inerte (tipo TIG o MIG) a bassa temperatura di rugiada.

Il PWHT è fortemente sconsigliato, a causa dei fenomeni di infragilimento visti prima attivi già a partire da temperature relativamente basse (350 °C). In casi particolari o estremi, è possibile eseguire una solubilizzazione alla pari dei fratelli austenitici o una ricottura sopra i 1100 °C.

0.4 TURBINA A VAPORE

Una turbina a vapore è una macchina che sfrutta l'energia termica del vapore in pressione, generato a monte generalmente da una caldaia, convertendolo in lavoro meccanico utile tramite un ciclo Rankine.

La turbina a vapore, grazie alla più alta efficienza termica e al miglior rapporto potenza-peso, ha completamente sostituito la macchina a vapore.

Da un punto di vista termodinamico la massima efficienza si ha quando l'espansione del vapore rappresenta un processo ideale (trasformazione reversibile) in cui la pressione del vapore diminuisce, diventando lavoro meccanico, in

un numero infinito di stadi. Le moderne turbine a vapore raggiungono un'elevata efficienza termica proprio grazie alla presenza di un maggior numero di stadi in serie.

Le turbine a vapore sono costose e richiedono processi di fabbricazione avanzati e materiali di alta qualità. Inoltre esse hanno elevata efficienza quando operano a regimi dell'ordine delle migliaia di giri/min., quindi se il carico deve ruotare a regimi più bassi è necessario un riduttore. Se la potenza installata è alta, gli alti costi di investimento sono compensati dal fatto che la turbina a vapore consuma meno combustibile, richiede meno manutenzione ed è di dimensioni più contenute rispetto a un motore alternativo di pari potenza.

Le turbine a vapore possono essere usate per produrre energia elettrica, accoppiate a generatori, spesso senza la necessità di riduttori. In questo caso esse operano a regimi ideali, in quanto i generatori devono ruotare a una velocità costante (3000 giri/min. per reti a 50 Hz e 3600 giri/min. per reti a 60 Hz). Inoltre la turbina a vapore, essendo una macchina rotativa, è vantaggiosa come motore di un generatore elettrico, in quanto non richiede alcun organo meccanico che trasformi il moto alternativo in rotativo.

Un altro tipico campo di applicazione per le turbine a vapore è in impianti come raffinerie, cartiere, impianti di desalinizzazione e altri impianti in cui sono presenti elevate quantità di vapore di processo. Si può progettare l'impianto in modo tale da avvalersi della turbina a vapore per ottenere una sinergia tra la produzione di vapore e quella di energia elettrica o lavoro meccanico.

Infine le turbine a vapore sono utilizzate come motori marini sulle navi, in cui i limitati ingombri sono un vantaggio. Sono state realizzate anche locomotive propulse da turbine a vapore, ma la loro diffusione è stata molto limitata.

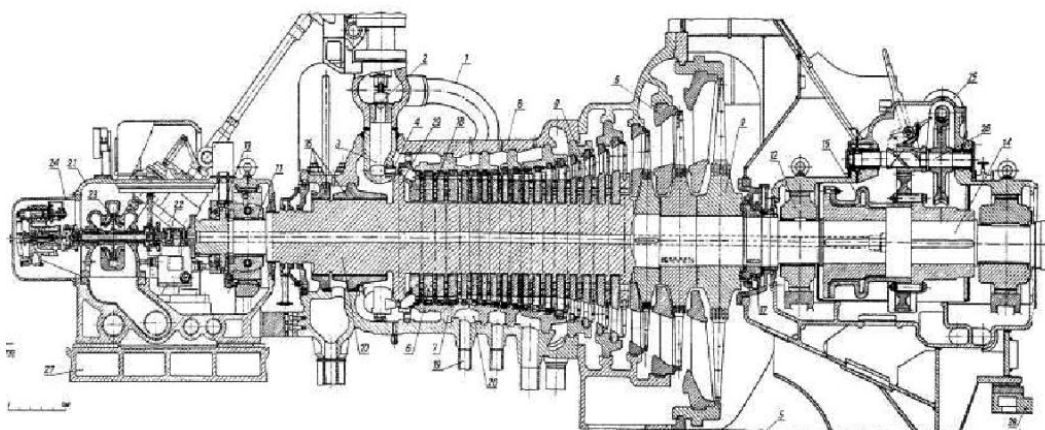


Fig.0.20 - Tipico spaccato di una turbina a vapore

Breve storia

La turbina a vapore moderna fu inventata nel 1884 dall'anglo-irlandese, Charles A. Parsons (1854 - 1931). Il suo primo modello era accoppiato a una dinamo che produceva 7,5 kW di elettricità. Poco dopo l'americano George Westinghouse ottenne la licenza e progettò un'analogia turbina più grande. Successivamente furono sviluppate altre varianti progettuali che resero la turbina a vapore più fruibile. Un'innovazione importante fu data dalla turbina "de Laval", inventata dallo svedese Gustaf de Laval (1845 - 1913) e basata su degli ugelli che, sfruttando il fenomeno descritto nel teorema di Bernoulli acceleravano notevolmente il vapore (a velocità supersoniche) prima di introdurlo nella sezione palettata. Questo portava a una soluzione progettuale semplice e poco costosa, che, rispetto alle turbine precedenti, permetteva un maggior sfruttamento dell'energia del vapore, aumentandone il rendimento e la potenza. Anche la turbina di Parsons si rivelò facile da riprogettare in scala più grande tanto che, durante la vita di Parsons, la potenza di un'unità fu incrementata di 10.000 volte.

Principio di funzionamento

Le turbine a vapore hanno il compito di trasformare l'energia potenziale termodinamica contenuta nel vapore ad alta pressione e alta temperatura in lavoro meccanico. Questa trasformazione di energia, con la corrispondente variazione di entalpia del vapore, avviene con la trasformazione intermedia in energia cinetica.

Tutte le turbine sono costituite da due organi essenziali: il distributore, in cui l'energia potenziale termica è trasformata in energia cinetica, e la girante dove l'energia cinetica e l'energia potenziale termica residua contenuta nel vapore vengono convertite in energia meccanica utilizzando un rotore. Le turbine a vapore sono generalmente a flusso assiale e pluristadio.

Nel caso ideale, l'espansione del vapore all'interno della turbina è isoentropica, ovvero avviene a entropia costante dall'ingresso allo scarico ma questo caso è puramente teorico perché potrebbe verificarsi solo in totale assenza di perdite (per attrito, turbolenza, etc.). A causa di tali perdite, che si verificano in qualunque processo termodinamico reale, l'entropia del vapore aumenta durante l'espansione in turbina. L'espansione isoentropica è quindi presa come

termine di paragone per determinare l'efficienza isoentropica di una turbina reale. Tale parametro, a seconda del tipo di applicazione e taglia di turbina, può variare dal 20 al 90%.

Il vapore espande in turbina attraversando diversi stadi in successione. Questo accorgimento serve a migliorare l'efficienza complessiva della turbina. Ogni stadio è costituito da due schiere di pale: le pale statoriche (o ugelli) sono fisse e solidali alla cassa della turbina, mentre le pale rotoriche sono mobili e sono solidali all'albero. Nel loro insieme, le parti fisse a contatto con il vapore sono dette "statore", mentre l'insieme costituito dall'albero, palette e dalle altre parti a esso solidali è detto "rotore". Gli stadi sono caratterizzati dal modo con cui il vapore cede la propria energia al rotore, e in base a questo sono definiti "ad azione" o "a reazione". Tipicamente, per ottimizzare non solo le prestazioni ma anche i costi, in una singola turbina a vapore si succedono stadi ad azione e a reazione.

Tipi di stadi di una turbina

- Stadi ad azione:

Sono costituiti da ugelli fissi che causano l'espansione del vapore, creando getti ad alta velocità ed energia cinetica, con direzione fortemente angolata rispetto all'asse della macchina. Quando i getti incontrano la palettatura rotorica, essa ne varia fortemente la direzione grazie al corretto profilo concavo, e il vapore cede parte della propria energia cinetica sotto forma di lavoro meccanico di rotazione del rotore. Il salto di pressione avviene quasi interamente negli ugelli, mentre è pressoché nullo tra monte e valle della palettatura rotorica.

- Stadi a reazione:

In questo tipo non soltanto le pale statoriche, ma anche quelle rotoriche hanno un profilo tale da costituire un ugello convergente in ogni interstizio. Quindi il flusso di vapore aumenta la propria velocità relativa alle pale, non solo nello statore, ma anche nel rotore. Il salto di pressione è meno brusco rispetto allo stadio ad azione, ed è ripartito tra statore e rotore.

Gli stadi a reazione, paragonati a quelli ad azione, presentano il vantaggio di un rendimento più elevato, ma per funzionare correttamente possono sostenere salti di pressione più ridotti. Per questa ragione, a parità di salto di pressione, una turbina interamente a reazione ha necessità di un maggior numero di stadi complessivi. Inoltre, poiché la diminuzione di pressione è più graduale, la cassa deve essere in grado di sopportare pressioni più elevate. Per queste ragioni le turbine a reazione sono più costose.

Solitamente le grandi turbine a vapore sono costituite da stadi ad azione nelle sezioni di alta pressione, seguiti da stadi a reazione nelle sezioni successive. Questa soluzione progettuale realizza un compromesso tra esigenze di efficienza e di costo, perché pochi stadi ad azione riducono repentinamente la pressione, limitando dimensioni e caratteristiche strutturali degli stadi a valle.

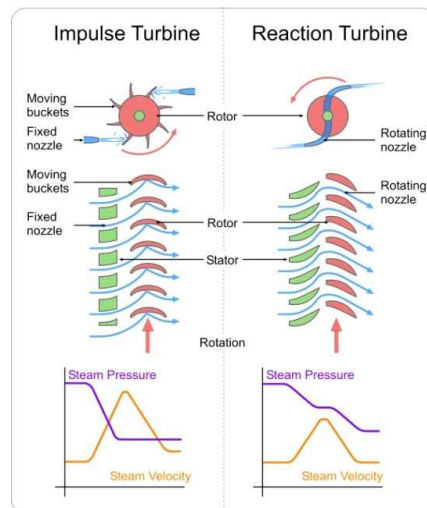


Fig.0.21 - Schematizzazione del principio di azione e reazione in una turbina

Classificazione delle turbine a vapore

La taglia delle turbine a vapore varia da unità molto piccole (la potenza minima è di circa 1 kW) a grandi turbine che producono fino a 1.500 MW. Solitamente le turbine di potenza più limitata sono utilizzate come motori per macchine operatrici come pompe o compressori, mentre le turbine più grandi trovano applicazione nella produzione di energia elettrica. Le turbine a vapore moderne sono classificate in conformità a diversi criteri, ma i principali sono i seguenti.

Secondo le condizioni del vapore all'ingresso e allo scarico le turbine possono essere:

Turbine a contropressione, utilizzate in applicazioni di processo. La pressione di scarico solitamente è controllata da una valvola di regolazione per soddisfare le esigenze del processo. Si trovano in raffinerie, cartiere, impianti di dissalazione e altri impianti in cui sono necessarie elevate quantità di vapore di processo.

Turbine a condensazione, trovano applicazione nelle centrali termoelettriche. Queste turbine, grazie alla presenza di un condensatore a valle, scaricano il vapore a una pressione notevolmente inferiore rispetto a quella atmosferica. Tipicamente il titolo del vapore allo scarico è superiore al 90%. Questo aumenta la differenza di entalpia tra ingresso e scarico e quindi, a parità di condizioni all'ingresso, la potenza disponibile. Il titolo deve necessariamente rimanere elevato, poiché la presenza di goccioline d'acqua presenti nel vapore saturo, che hanno un'elevata energia cinetica, può portare al danneggiamento delle pale. Per evitare ciò si ricorre al surriscaldamento che permette alla turbina di operare con un maggiore salto entalpico e al vapore di restare sopra il limite del 90% di saturazione.

Turbine a risurriscaldamento, trovano applicazione quasi esclusivamente nelle centrali termoelettriche. In queste turbine il vapore in uscita dalla sezione di alta pressione ritorna in caldaia, dove è nuovamente riportato in condizioni surriscaldate. Il vapore poi rientra nella sezione di media pressione, in cui continua l'espansione. È anche possibile più di un risurriscaldamento.

Turbine a estrazione, sono caratterizzate da spillamenti di vapore da uno o più stadi di turbina. Negli impianti industriali, il vapore spillato è utilizzato in accordo alle esigenze di processo. Nelle centrali termoelettriche esso è invece usato per preriscaldare l'acqua all'ingresso in caldaia, al fine di migliorare l'efficienza termica complessiva del ciclo.

Secondo la disposizione dei corpi o degli alberi-rotore si distinguono:

- A singolo corpo: sono le più semplici. L'energia è fornita mediante un solo albero accoppiato a un generatore elettrico
- A "tandem compound": è costituita da due o più corpi separati, i cui alberi formano un'unica linea d'asse e sono accoppiati meccanicamente tra loro, azionando comunque un solo generatore
- A "cross compound": è costituita da due o più corpi separati con gli alberi che non formano un'unica linea d'asse e solitamente operano a velocità diverse, accoppiati a più di un generatore. Questa configurazione trova applicazione, tipicamente, in centrali termoelettriche o nucleari di taglia elevata

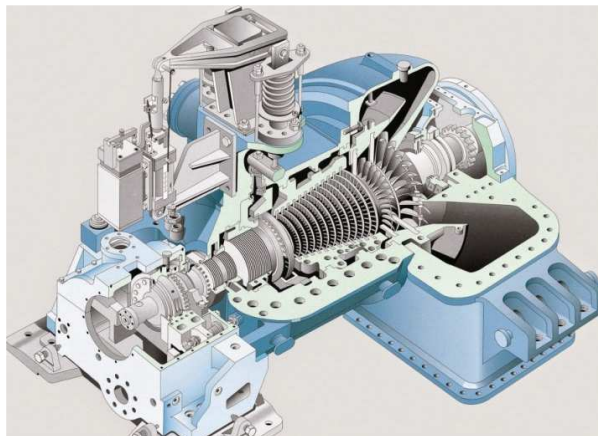


Fig.0.22 - Tipica sezione di una turbina a vapore moderna

Esercizio e manutenzione

Per l'avviamento in condizioni di turbina ferma si utilizza solitamente un viratore, un dispositivo che fa ruotare lentamente la macchina, attorno ai 2-3 rpm, al fine di evitare (soprattutto quando viene fermata ed è ad alta temperatura) deformazioni deleterie del rotore, il viratore si disinserisce una volta che la turbina viene "armata" e comincia a ruotare. La prima fase di avviamento della turbina è chiamata "rullaggio"; in questa condizione le valvole di ingresso e regolazione della turbina vengono leggermente aperte in modo da far aumentare di giri la turbina, secondo una rampa di velocità e temperatura stabilita dal costruttore della macchina stessa. Questa procedura consente un riscaldamento graduale e uniforme della macchina. Successivamente le valvole vengono aperte (in maniera graduale) e il vapore, aggiunto con portate sempre più elevate, fa aumentare la velocità della macchina fino a quella nominale.

La tecnologia delle turbine a vapore è ormai considerata matura e le avarie sono piuttosto rare. Le prescrizioni per la manutenzione delle turbine a vapore sono quindi piuttosto contenute. La presenza accidentale ed eccessiva di acqua nel vapore provoca erosione precoce delle pale, a causa dell'impatto a elevata velocità. Questo può causare sbilanciamenti, e quindi eccessive vibrazioni del rotore, che possono avere conseguenze anche sui cuscinetti reggispira. Il problema può essere ridimensionato usando, nella produzione del vapore, acqua distillata che, essendo priva di sali, limita notevolmente i danni corrosivi alle pale. Essendo l'acqua distillata, un "liquido prezioso", è ormai frequente l'uso di uno scambiatore chiamato più comunemente condensatore. Questo ha il compito di far tornare il vapore allo stato liquido attraverso la cessione di calore e facendo scaricare la pressione si evita così il saturarsi del vapore negli stadi di bassa pressione col relativo presentarsi di goccioline di acqua "sparate" da stadio a stadio per l'alta

velocità assunta dal fluido tra le pale. Altra comune prescrizione è l'utilizzo di materiali di riporto sui profili di ingresso delle pale, soprattutto nel caso di turbine a condensazione (scarico connesso a condensatore) o, in altri casi, di particolari trattamenti termici allo scopo di innalzarne le caratteristiche di durezza.

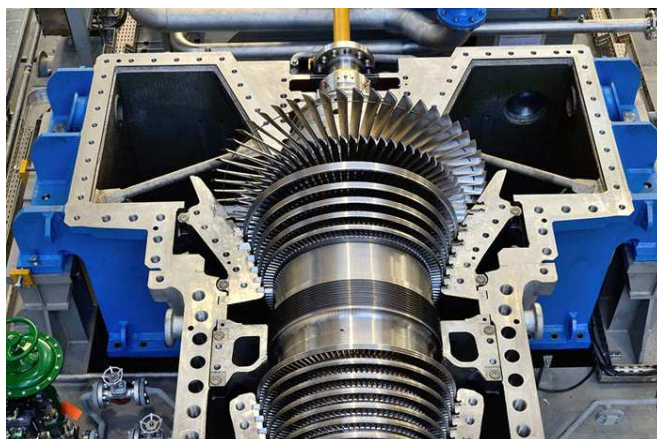


Fig.0.23 - Immagine della fase di montaggio di una turbina De Pretto

Particolari costruttivi di una turbina a vapore

Le turbine sono un esempio di macchina generatrice, che riceve potenza dalla pressione del vapore e la trasmettono lungo il proprio asse al rotore, mentre la sezione statorica svolge solitamente solo una funzione di contenimento ed eventualmente indirizzamento dei fluidi. I componenti principali sono:

- Cassone:

L'involucro delle turbine è costruito in due metà, secondo un piano assiale orizzontale, denominate rispettivamente cassa e coperchio; un bordo flangiato consente l'unione delle due parti per mezzo di una serie di perni (passanti o prigionieri) e bulloni. Le facce delle due flange (chiamate Flange di mezzzeria) che devono venire a contatto vanno accuratamente spianate e levigate in modo da consentire una tenuta perfetta senza l'interposizione di guarnizioni, salvo, a volte, un leggero strato di mastice a rapido essiccamento. Per macchine di notevoli dimensioni, sia la cassa sia il coperchio possono essere realizzati anche in più pezzi, uniti insieme con flange disposte in piani verticali. Il materiale impiegato è in genere la ghisa o, per alte pressioni, l'acciaio. L'accoppiamento è reso possibile da opportuni perni di centraggio fissi alla cassa che penetrano nei rispettivi fori calibrati praticati nella flangia dell'involucro.

- Diaframmi:

I diaframmi che separano le varie camere nelle turbine a salti di pressione, assumono spesso una caratteristica forma bombata, per essere più adatti a sopportare la differenza di pressione fra le due camere. Nelle piccole turbine essi constano di un unico pezzo, mentre nelle macchine di grandi dimensioni possono essere formati da tre pezzi uniti fra loro con bulloni; la parte che dovrà permettere il passaggio e la rotazione del rotore è corredata da una «tenuta» a denti anulari, in modo che il vapore sia costretto a laminarsi più volte prima di defluire nella camera adiacente, perdendo così gran parte della sua energia di pressione. La moderna tecnica costruttiva prevede anche la costruzione dei diaframmi in due metà, una fissata alla cassa e l'altra al coperchio in modo che, a giunzione effettuata, sia garantita la continuità dell'insieme. Gli organi di tenuta inseriti nei diaframmi separatori sono generalmente applicati a questi ultimi, collocandoli in un apposito alloggiamento nel quale vengono poi bloccati con una piastra di fissaggio e un complesso di bulloni per consentire lo smontaggio e l'eventuale sostituzione.

- Albero-rotore:

Nelle moderne costruzioni gli alberi-rotore a dischi palari sono normalmente in un pezzo unico. I dischi palari sono ricavati dal pieno del materiale base dell'albero. Lungo la periferia dei dischi essi presentano un solco (la cui conformazione varia secondo i casi) nel quale sono inseriti e fissati i codoli delle singole palette che, nel loro insieme, costituiscono la sezione rotorica della turbina, il vero e proprio "rotore".

Le dimensioni di un albero-rotore sono rapportate al tipo di turbina sulla quale devono funzionare. Il materiale impiegato è di solito acciaio fucinato con un carico di rottura non inferiore a 600 MPa. Talvolta, per velocità di rotazione molto alte (superiori ai 200 m/s), si ricorre agli acciai speciali, al nichel o al nichel-cromo ad altissima resistenza per sopportare le enormi sollecitazioni conseguenti alla forza centrifuga. Gli alberi-rotore per turbine a gas possono venire prodotti anche in questi ultimi tipi di acciai, gli stessi però sono solitamente più piccoli, dato il costo della materia prima. Comunque, in tutti i casi, il materiale dell'albero-rotore deve rispettare caratteristiche di resistenza meccanica a temperatura ambiente, a caldo e a fatica (solitamente oligociclica) che ne garantiscano il corretto funzionamento senza rotture per il periodo di vita utile previsto.

Nel caso di turbine e relativi rotori di dimensioni molto grandi (per esempio diametri maggiori a 1500 mm e lunghezze superiori a 6000 mm) gli alberi-rotore possono essere fatti in più pezzi unendo insieme sezioni sciolte (in

gergo chiamate ruote o tamburi), solitamente cave, con spezzoni ricavati da pieno per le sezioni alle due estremità di testa. Da un paio di decenni a questa parte si sono messe a punto tecnologie e procedimenti di saldatura che permettono di saldare insieme le diverse ruote per costituire gli alberi-rotori interi desiderati che altrimenti sarebbero impossibili o economicamente non convenienti da produrre.



Fig.0.24 - Immagine tipica di un albero-rotore

- Distributore:

Il distributore delle turbine ad azione è formato da un unico pezzo, fuso di acciaio, o più raramente in ghisa, in cui sono praticate delle finestre per l'imbocco e il fissaggio degli ugelli; questi hanno in genere una sagoma convergente-divergente (per le turbine De Laval) con sezione rettangolare che, in corrispondenza all'area contratta, diventa quadrata. La loro lavorazione deve essere ovviamente accuratissima per ottenere una superficie interna più liscia possibile onde ridurre gli attriti.

- Palette:

Il profilo o sagoma delle palette è direttamente dato dal calcolo fluidodinamico e termodinamico della turbina stessa e può variare di molto sia in funzione del tipo di azione che dello stadio corrispondente. Il calcolo fondamentale delle palette è legato al sistema dei "Triangoli di Velocità e Forma" delle pale di ogni tipo di turbina a vapore.

Per questo principio la lavorazione delle palette deve essere accuratissima, come per il distributore, e la finitura superficiale deve essere molto spinta per ottenere una superficie del profilo palare la più liscia possibile e così ridurre al minimo gli attriti tra pala e vapore. Nella parte inferiore (piede) presentano un codolo la cui forma può essere molto diversa in funzione degli sforzi applicati e le scelte progettuali; tra le forme più comunemente usate troviamo quelli chiamati a coda di rondine (detto anche a «T» rovesciato) o con profilo seghettato. Per le operazioni di montaggio, i codoli sono bloccati in una scanalatura praticata lungo la circonferenza dei dischi palari, che presenta lateralmente una piccola apertura d'inserimento; poi sono fatti scorrere circonferenzialmente in modo da completare tutta la palettatura, inserendo eventualmente distanziatori per conferire la voluta larghezza al canale fra una paletta e la seguente. Il bloccaggio delle palette è assicurato da una chiave di fissaggio trasversale in corrispondenza dell'apertura laterale di inserimento e un nastro metallico posto sulla sommità delle palette (Chiamato in gergo "bendaggio") per conferire maggior robustezza e indeformabilità all'insieme.

In alcuni tipi di macchine, ogni paletta è costruita da un unico pezzo con il relativo distanziatore e bendaggio il che rende più rapido il montaggio, anche se diventa più costosa la lavorazione delle singole palette.

Una soluzione meno tradizionale è quella di costruire un anello separato (detto in gergo corona), lavorarlo meccanicamente per ottenere dal pieno la sagoma delle palette e poi saldarlo direttamente al disco palare corrispondente. Nel caso di questo tipo di soluzione il giunto di saldatura deve assicurare le adeguate caratteristiche strutturali richieste per l'impiego previsto.

Il materiale impiegato per la costruzione delle palette deve resistere bene alle forti sollecitazioni dinamiche, alle sollecitazioni termiche, e all'azione erosiva e ossidante operata dal vapore. Il materiale impiegato è di solito acciaio fucinato con un carico di rottura non inferiore a 800 MPa. Solitamente si ricorre agli acciai speciali, tipo inossidabili martensitici ad altissima resistenza o leghe di Nichel per sopportare le enormi sollecitazioni conseguenti alla forza centrifuga. Le pale per turbine a gas o aeronautiche possono essere prodotte anche in materiali molto speciali come leghe di Nichel monocristallo per sopportare gli importanti fenomeni sia di scorrimento viscoso ad alte temperature che di fatica. Per questo tipo di applicazioni solitamente il costo della materia prima passa in secondo piano rispetto alle prestazioni che permettono questi materiali.

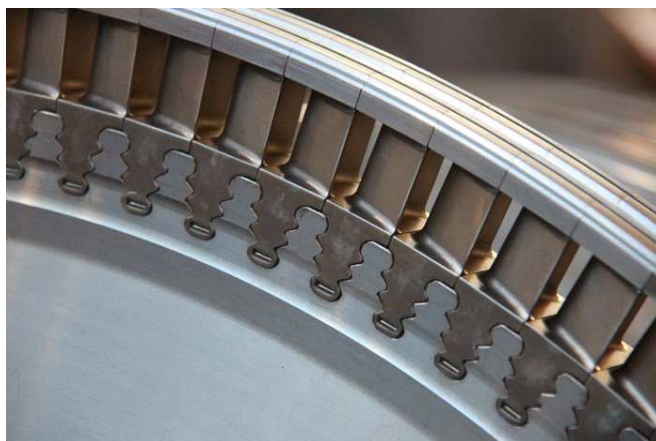


Fig.0.25 - Immagine di dettaglio delle palette di un rotore De Pretto

- Organi di tenuta:

Qualche considerazione a parte meritano gli organi di tenuta necessari per impedire il trafilamento di vapore all'esterno o, peggio ancora, le eventuali rientrate di aria che potrebbero alterare il valore della pressione di scarico. Si provvede a eliminare questi rischi inserendo nelle due testate delle opportune scatole di tenuta di tipo metallico rigido (tenute a labirinti) o di tipo elastico (tenute ad anelli di grafite) o infine di tipo idraulico (tenute idrauliche). Le tenute a labirinti sfruttano il principio di costringere il vapore a laminarsi più volte (perdendo così progressivamente di pressione) nel passaggio attraverso varchi piccolissimi ricavati fra il rotore e una serie di anelli fissi alla cassa, il cui bordo sfiora la superficie rotante; anche in questo caso, come nelle tenute dei diaframmi, i profili adottati sono numerosi. Le tenute ad anelli di grafite prevedono una serie di anelli che, suddivisi inizialmente in due o tre settori, sono montati in modo da abbracciare il rotore e mantenersi un leggero contatto mediante un sistema di molle che li avvolgono, adagiate in una scanalatura praticata nella loro superficie esterna; ne deriva una leggera resistenza di attrito, ma senza conseguenze dannose per il rotore per la natura stessa del materiale.

Interessante è anche la soluzione offerta dalle tenute idrauliche costituite da una cassa piena d'acqua; questa è trascinata in rotazione da un disco e spinta verso la periferia formando un tampone liquido che impedisce il passaggio del vapore; tale sistema presenta però l'inconveniente di non realizzare alcuna tenuta quando la turbina è ferma o ruota lentamente in fase di pre-avviamento e richiede inoltre periodiche somministrazioni di liquido per compensarne la parte evaporata. La tenuta idraulica deve quindi essere sempre associata a una comune tenuta a labirinti anche se di grandezza minore del consueto.



Fig.0.26 - Immagine di dettaglio di una tenuta a labirinto di un rotore De Pretto

0.5 COMPONENTI OFFSHORE

Perforazione e produzione

Una volta terminate le attività di ricerca di idrocarburi e individuato quindi un potenziale giacimento, si procede con la perforazione di un pozzo esplorativo.

La tecnica più utilizzata per questo tipo di operazione è la cosiddetta tecnica a rotazione: attraverso uno scalpello rotante si esercita un'azione di scavo sulla roccia. Lo scalpello è fissato all'estremità di una serie di aste d'acciaio sostenute da una torre, chiamata *derrick*, alta circa 50 metri. A seconda della profondità del pozzo le aste possono essere aggiunte per avvitamento e raggiungere anche 6000-7000 metri di lunghezza. All'interno delle aste circolano i cosiddetti "fanghi di perforazione", che hanno le funzioni di lubrificare e raffreddare lo scalpello, consolidano le pareti del pozzo, trasportano in superficie i detriti di perforazione prodotti dalla frantumazione delle rocce e contrastano la pressione interna del giacimento. Il pozzo, man mano che si raggiungono le profondità programmate, è rivestito con tubi metallici, detti "*casing*", di diametro decrescente per diverse tratte di pozzo e di poco inferiore rispetto a quello del

foro perforato. Una volta giunti alla quota stabilita, i tubi sono avvitati tra loro e cementati alle pareti, allo scopo di isolare gli strati attraversati e garantire la stabilità del pozzo.

Dopo aver raggiunto la profondità finale programmata, si eseguono delle operazioni di accertamento minerario, che consentono di valutare se il giacimento è mineralizzato e quindi contiene idrocarburi in quantità commercialmente sfruttabile, oppure è sterile. In numerosi casi le attività di ricerca degli idrocarburi s'interrompono proprio in questa fase: se il pozzo è sterile, il pozzo viene sigillato seguendo criteri di sicurezza e di tutela ambientale previsti per legge. È, infatti, fondamentale garantire un equilibrio nel terreno perforato ed evitare che il pozzo, chiuso e abbandonato, possa subire qualsiasi alterazione nel corso del tempo. Se invece il pozzo è produttivo, si passa allo sfruttamento montando sopra la testa del pozzo i cosiddetti “*christmas tree*” che permettono il collegamento con la condotta di collegamento/trasporto (“*riser*” nel caso sottomarino) e il controllo del flusso e delle operazioni del pozzo.

Gli impianti di perforazione si differenziano secondo l'ambiente in cui devono operare: terraferma (on-shore) oppure in mare (off-shore).

Offshore

La maggior parte delle riserve mondiali di idrocarburi si trova sotto i fondali marini. Gli impianti di produzione in mare aperto, i cosiddetti offshore (letteralmente fuori costa), sono quindi indispensabili per soddisfare la crescente domanda di idrocarburi. Alcuni giacimenti offshore sono localizzati a poca distanza dalle coste, altri invece si trovano in acque profonde e profundissime, posti anche a 24 ore di navigazione dal primo punto di approdo in terraferma. Questi impianti richiedono quindi soluzioni ingegneristiche differenti a causa delle diverse condizioni del mare (profondità, altezza onde) e climatiche. Secondo l'estensione del giacimento, le piattaforme offshore possono ospitare da 10 a 200 persone oppure essere operative anche senza personale a bordo. Gli impianti sono gestiti da un manager di piattaforma che dirige la squadra di lavoro costituita da figure professionali differenti: ingegneri, tecnici operativi e manutentori, perforatori e staff di supporto, medici, specialisti in materia di sicurezza e ambiente, cuochi e personale di servizio.

Le installazioni offshore per la perforazione di pozzi e l'eventuale produzione di idrocarburi si differenziano in: sistemi di produzione a struttura fissa (piattaforme fisse) e sistemi di produzione a struttura galleggiante (piattaforme galleggianti). Tutti gli impianti di produzione portano o sono collegati con le teste di pozzo di produzione e possiedono un sistema di trattamento preliminare dell'idrocarburo, prima del trasporto.

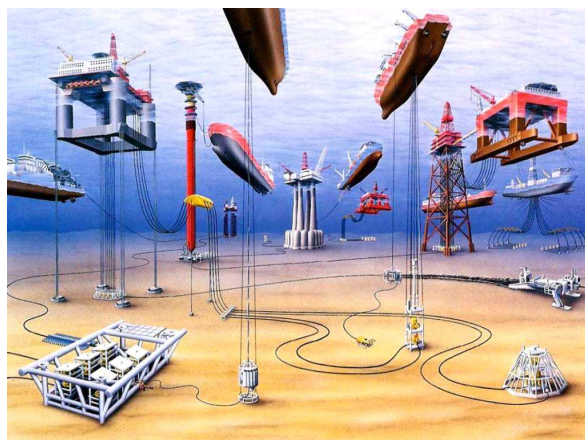


Fig.0.27 - Immagine artistica di un verosimile campo di perforazione e produzione Offshore/Subsea

Sistemi di perforazione/produzione a struttura fissa

Fino a una profondità di circa 100 metri di battente d'acqua, si utilizzano le piattaforme fisse “*jack-up*”. Questa tipologia di piattaforma è molto stabile ed è in grado di resistere alle peggiori condizioni del mare. E', basicamente, un impianto di perforazione mobile, dotato di una torre di perforazione su uno scafo auto-sollevante, cioè in grado di sollevarsi su gambe a traliccio, fissate al fondo mare. Il jack-up non è dotato di eliche o motori e deve quindi essere trainato da rimorchiatori o trasportato su chiatte per, essere posto sulla postazione di perforazione. Raggiunta la postazione, le gambe del jack-up si appoggiano e generalmente affondano sul fondale marino, mentre lo scafo si solleva fino a un livello superiore alla massima altezza prevista per le maree e per le onde marine nell'area.

Questi impianti sono ideali per lo sviluppo sia di campi di piccole dimensioni sia di giacimenti più grandi: da un'unica piattaforma è, infatti, possibile perforare decine di pozzi posti verticalmente e diretti (più o meno angolati rispetto alla verticale) a distanze e direzioni diverse l'uno dall'altro. Le piattaforme fisse non sono dotate di un'area per lo stoccaggio degli idrocarburi prodotti, che devono dunque essere trasportati a terra tramite condotte sottomarine. Alla fine della vita produttiva del campo, la struttura metallica è rimossa dal fondale marino e dismessa.

In acque con una profondità compresa tra i 300-350 metri, si utilizzano le piattaforme a gravità. Queste grandi piattaforme, realizzate in cemento armato o acciaio, utilizzano il suo stesso peso per mantenersi stabili senza che sia

necessaria una palificazione nel fondale marino. Alcune di queste strutture, oltre alle operazioni di perforazione e produzione, sono in grado di realizzare direttamente la fase di stoccaggio in attesa del trasporto degli idrocarburi con navi petroliere. Le piattaforme a gravità sono indicate per lo sviluppo di giacimenti di notevole capacità produttiva.

Per profondità comprese tra i 300 e 900 metri sono utilizzate le Compliant Towers, agganciate al fondo del mare con una struttura tubolare in acciaio. Questa piattaforma, dotata di una struttura molto articolata e complessi sistemi di stabilizzazione, è in grado di resistere alle forti sollecitazioni dovute al moto ondoso e alle correnti marine.

Per profondità fino agli 1.200-1.500 metri si utilizzano le Tension Leg Platforms costituite da una struttura galleggiante, mantenuta in posizione da un sistema di ancoraggio (cavi o tubi in tensione) e cassoni di zavorra collocati sul fondo del mare.



Fig.0.28 - Immagine di una piattaforma fissa tipo Jack-up

Sistemi di perforazione/produzione a struttura galleggiante

Gli impianti di perforazione semisommersibili (*semisubmersible drilling platform*) sono utilizzati in acque che arrivano a profondità superiori ai 150 metri. Sono impianti galleggianti, costituiti da una piattaforma agganciata a gambe di grandi dimensioni che garantiscono il galleggiamento della piattaforma. Il livello d'immersione dell'impianto è controllato da un complicato sistema computerizzato di zavorramento che permette di trasferire automaticamente la zavorra da un cassone all'altro, mantenendo così la piattaforma livellata e stabile. Una moderna piattaforma semisommersa ha dimensioni ragguardevoli: circa 100 metri di diametro e 100 metri di altezza, alla sommità della torre di perforazione.

Per la perforazione di pozzi in acque profonde e ultra-profonde, quindi dai 500 fino ai 3000 metri sono utilizzate le moderne navi di perforazione o *drilling ships*. Sulla nave, dotata di propulsione propria e di posizionamento dinamico, è fissata una torre di perforazione (in alcuni casi anche due) e il necessario per operare in autonomia, per lunghi periodi, anche in condizioni avverse nel mare aperto. Al centro della nave vi è un'apertura, cosiddetta *moon pool*, simile alla costruzione presente negli impianti semisommersibili, che consente il collegamento tramite il tubo conduttore marino (*riser*), tra la nave e la testa del pozzo sottomarino. Le navi di questo tipo possono raggiungere delle dimensioni notevoli (250 metri di lunghezza e 45 metri di larghezza) dovendo garantire all'equipaggio presente (marittimo e tecnico per la perforazione) un soggiorno sicuro e confortevole per lunghi periodi di tempo, anche quando le condizioni climatiche non consentono il trasporto di materiali, viveri e personale via mare o aerea.

Tutti gli impianti sopra descritti sono dotati di eliporto e sono assistiti da navi di appoggio – *drilling tender* – per assistenza logistica e interventi di emergenza. Se la perforazione di pozzi esplorativi in mare ha trovato una mineralizzazione, ritenuta economicamente sfruttabile, si passa allo sviluppo del giacimento con le piattaforme di produzione.

In acque profondissime, tra i 1.500 – 3.000 metri, si utilizzano piattaforme galleggianti: da quelle di tipo Spar, ai sistemi Floating Production System, e Floating Production Storage & Offloading System.

Le piattaforme Spar sono tra le più grandi attualmente in uso. Sono costituite da una struttura a cilindro galleggiante e semisommersa, al cui interno è collocato lo stoccaggio della produzione di idrocarburi. Su questa struttura galleggiante è posta una piattaforma tradizionale con tutte le attrezzature per la perforazione e la produzione.

Le piattaforme Floating Production System (FPS) consistono in un impianto semisommersibile o in una nave semisommersibile mantenuti in posizione tramite cavi o catene ancorate al fondale marino e collegati a teste di pozzo di produzione sul fondo del mare. Grazie alle dimensioni 'ridotte' e alla facilità negli spostamenti sono generalmente utilizzati in ambienti particolari come ad esempio tra i ghiacci e gli iceberg.

Infine le Floating Production Storage & Offloading System (FPSO), sono navi con una grande capacità di stoccaggio ancorate a una boa/ormeggio, *turret mooring*, la quale è fissata al fondo marino e collegata direttamente alle teste di pozzo sottomarine. Sono impianti progettati per l'estrazione di idrocarburi in acque molto profonde lontane dalla costa.



Fig.0.29 - Immagine di una nave FPSO

Breve storia

Intorno al 1891, i primi pozzi di petrolio sommersi sono stati perforati da piattaforme costruite su palafitte nelle acque del Grand Lake St. Marys in Ohio. Intorno al 1896, i primi pozzi di petrolio sommersi in acqua salata sono stati perforati a Santa Barbara in California da moli che si estendevano in mare dalla terra. Nel 1920 si sono instaurate le prime attività di perforazione da piattaforme di cemento in Venezuela nel Lago di Maracaibo.

Nei primi anni '30, l'azienda Texas Co., poi diventata Texaco (ora Chevron) ha sviluppato le prime chiatte d'acciaio mobili per la perforazione nelle zone costiere salmastre del Golfo del Messico. Nel 1946, Magnolia Petroleum (ora ExxonMobil) perfora un sito a 18 miglia (29 km) al largo della costa, erigendo una piattaforma a 18 piedi (5,5 m) di profondità al largo della Louisiana. Nel 1947, la Kerr-McGee Oil Industries (ora Anadarko Petroleum), in qualità di operatore per i partner Phillips Petroleum (ora ConocoPhillips) e Stanolind Oil & Gas (ora BP) completò la sua storica piattaforma Ship Shoal Block 32 e nel mese di ottobre di quell'anno ha fatto la prima perforazione per l'estrazione di greggio fuori dalla vista della terra ferma, da qui il termine Offshore.

Poi la perforazione offshore si trasferì in acque profonde fino a 120 metri nel Golfo di Messico con impianti di perforazione a piattaforma fissa. I primi impianti di perforazione Jack-up hanno iniziato a comparire negli anni '60. Il concetto di una piattaforma stabile d'altura galleggiante ancorata era stato per primo progettato e testato nel 1920 da Edward Robert Armstrong. La prima vera piattaforma costruita in conformità a questo concetto per la perforazione semi-sommergibile fu la Ocean Driller varata nel 1963. La prima nave di perforazione in mare aperto fu la CUSS 1 sviluppata per il progetto Mohole del 1961 per perforare oltre i 3600 m di profondità.

Nel giugno del 2010, esistevano oltre 620 piattaforme mobili di perforazione offshore di tutti i diversi tipi. La piattaforma tipo SPAR che ha attualmente il record di profondità è la Perdido nel Golfo del Messico, che galleggia su un fondale a -2.438 metri, gestita dalla Royal Dutch Shell ed è stata costruita a un costo stimato di \$3 miliardi. La più profonda piattaforma operativa di perforazione e di produzione combinata è la FPSO Petrobras America Cascade nel campo Walker Ridge 249 a 2.600 metri d'acqua, sempre nel Golfo del Messico.

Futuro, sviluppi e sfide

La produzione di petrolio e di gas in mare aperto è molto più impegnativa a causa dell'ambiente remoto e più duro rispetto alle installazioni terrestri, inoltre le necessità di ricerca e produzione spingono verso ambienti sempre più ostili (pensiamo alle produzioni nel mare di Barents). Gran parte dell'innovazione nel settore offshore è indirizzata a cercare di ridurre le difficoltà legate alle operazioni di sempre più grandi impianti di produzione in zone sempre più difficili, e a renderli più funzionali e sicuri.

Un primo aspetto è economico: le piattaforme fisse hanno un costo esorbitante, vedasi l'esempio della Troll-A nel Mare del Nord (\$650 milioni); un sistema galleggiante può avere un costo inferiore in acque più profonde di una piattaforma fissa, ma la costruzione e funzionamento dinamico dello stesso rende più difficoltosa la gestione degli impianti di perforazione e di produzione. Inoltre, in entrambi i casi, l'energia necessaria (e il suo costo) per sollevare i fluidi prodotti fino alla piattaforma per la loro separazione aumentano in proporzione alla colonna di fluido dovuta alla profondità che produce l'aumento della densità equivalente del greggio e le pressioni di fondo pozzo.

Per cercare di abbattere queste spese, oggi la tendenza è di condurre le operazioni di produzione in modo sottomarino (da qui il termine *Subsea*), separando già sul fondo del mare l'acqua dal petrolio re-iniettando la stessa per facilitare l'estrazione piuttosto che pompare direttamente fino a una piattaforma in superficie o a una installazione onshore. Questi sistemi consentono la riduzione delle dimensioni e della complessità delle installazioni di superficie, inoltre le strutture sottomarine sono anche facili da espandere, con nuovi separatori o moduli diversi per i diversi tipi di greggio, e non sono limitate dalla superficie fissa di un impianto sopra il livello del mare.

Altro aspetto è quello legato alle difficoltà logistiche e di gestione delle risorse umane che le strutture offshore presidiate presentano: una piattaforma è una piccola comunità in sé con tutte le problematiche che comportano la vita in un ambiente isolato, chiuso e ostile. Nel Mare del Nord, i membri del personale sono trasportati in elicottero per un

turno di due settimane. I materiali di consumo, i rifornimenti e i rifiuti sono trasportati per nave, e questi aspetti logistici devono essere pianificati con cura, perché lo spazio di stoccaggio sulla piattaforma è limitato. La tendenza del momento è di lasciare il minor numero di personale possibile a bordo, mantenendo a terra i tecnici non indispensabili e gestendo le operazioni e i servizi attraverso videoconferenza e/o controlli remoti. Da considerare anche che il lavoro onshore sia anche più attraente per la nuova forza lavoro necessaria al turn-over del personale di questi impianti. Anche in questo caso il maggiore uso di strutture sottomarine aiuta a raggiungere l'obiettivo di mantenere più lavoratori a terra.



Fig.0.30 - Immagine della piattaforma Troll-A

Offshore e ambiente

Le perforazioni in mare presentano sfide ambientali, sia per gli idrocarburi prodotti, sia per i prodotti di vario tipo utilizzati durante le operazioni di foratura e quindi un impianto di perforazione offshore deve necessariamente confrontarsi con la miglior tutela ambientale dell'ecosistema marino. Per legge devono essere eseguiti studi preliminari d'impatto ambientale che possono arrivare a studiare le rotte migratorie di molte specie ittiche e cetacei per minimizzare le interferenze provocate dalle attività di perforazione e produzione.

La produzione offshore di petrolio comporta rischi legati in particolare alle fuoriuscite di petrolio che si possono verificare dalle petroliere, dalle condotte per il trasporto di petrolio a strutture onshore, da perdite e/o dagli incidenti sulle navi o piattaforme offshore. Inoltre l'acqua portata in superficie insieme con il petrolio e il gas; di solito è molto salina e può includere idrocarburi disciolti o non separati e deve essere trattata adeguatamente, con costi non indifferenti, da specifici impianti prima di essere scaricata in mare.

La perdita di petrolio compromette gravemente l'ambiente circostante. Infatti, il petrolio ha un peso specifico minore dell'acqua, per cui inizialmente forma una pellicola impermeabile all'ossigeno sopra il pelo libero dell'acqua, causando oltre agli evidenti danni per fenomeni fisici e tossici diretti alla macrofauna, un'anaerobiosi che uccide il plancton. La successiva precipitazione sul fondale replica l'effetto sugli organismi bentonici. La bonifica dell'ambiente danneggiato può richiedere mesi o anni.

Sono successi molti disastri a causa del petrolio ma quelli che ne hanno disperso maggiormente sono: quello di Lakeview Gusher in California nel 1911, seguito da quello della piattaforma Deepwater Horizon e conseguente perdita del Pozzo Macondo del 2010 (nel Golfo del Messico) e dal disastro della Guerra del Golfo (nel Golfo Persico nel 1991); vi sono poi, sempre per importanza del tonnellaggio di petrolio disperso, quello causato dalla piattaforma petrolifera Ixtoc 1 (nel Golfo del Messico nel 1979-1980) e il naufragio dell'Amoco Cadiz (in Bretagna) nel 1978.

Le Aziende coinvolte in questi incidenti hanno dovuto pagare costi enormi sia in immagine pubblica sia di risarcimenti agli Stati e persone danneggiate.

Non è quindi solo per l'aspetto ambientale che all'industria del settore offshore e subsea vengono richieste ogni giorno di più, tecnologie, materiali e attrezzature sicure ed ecologicamente compatibili.



Fig.0.31 - Una immagine della piattaforma Deepwater Horizon, prima del disastro

Componenti installati sul fondale marino (Subsea)

I giacimenti sottomarini sono generalmente suddivisi in due categorie, quelli in acque basse (poco profonde) e quelli in acque profonde (con profondità superiori a circa 600 metri, chiamati anche *Deepwater*) che si distinguono per le diverse strutture e approcci ingegneristici che sono necessari. Nel caso di campi in acqua bassa possono essere utilizzate strutture di perforazione come i Jack-up o strutture offshore fisse e, dove in caso di intervento umano le attività di immersione in regime di saturazione del personale sono fattibili. Per le attività in ambienti deepwater sono utilizzate le piattaforme petrolifere galleggianti per perforazione e/o di produzione, e sono richiesti veicoli subacquei operati da remoto (dall'inglese *Remotely Operated Vehicles* o ROV) perché le immersioni con personale non sono praticabili.

Dal punto di vista storico: esperienze "sottomarine" sono state frequenti nella storia offshore ma per le prime vere operazioni pianificate subsea si deve risalire al 1943 con l'intervento su un pozzo nel Lago Erie a una profondità di 35 metri. Il pozzo era vicino a riva ma ha richiesto un intervento subacqueo per l'installazione, la manutenzione e il collegamento della linea di flusso. Shell ha completato il suo primo vero pozzo sottomarino nel Golfo del Messico nel 1961.

I sistemi di produzione subsea possono variare in complessità: da un singolo pozzo con una linea di flusso collegata a una piattaforma fissa, una nave o un impianto a terra, a diversi pozzi di un campo raggruppati intorno ad un collettore (in gergo *Manifold*) con sistemi di pompaggio direttamente alla piattaforma di superficie o a un impianto onshore. Possono essere attrezzature completamente mobili, fisse o semi-fisse utilizzabili nei modi più svariati: dallo sviluppo di giacimenti che richiedono la perforazione dei pozzi in più di una posizione allo sfruttamento completamente sottomarino di un campo in acque profonde, o addirittura di acque ultra profonde, dove gli impianti di superficie tradizionali sono tecnicamente impossibili o antieconomici a causa della profondità.

Lo sviluppo di giacimenti di petrolio e di gas subsea richiede attrezzature specializzate che devono essere sufficientemente affidabili per salvaguardare l'ambiente e rendere lo sfruttamento degli idrocarburi sottomarini economicamente fattibile. Anche se l'operazione subsea pone severi requisiti tecnologici alle attrezzature impiegate, che richiedono speciali verifiche delle funzioni dei vari sistemi, la loro conformità con i requisiti progettuali e le specifiche normative, non si possono escludere problemi o rotture. Queste problematiche obbligano a impiegare, con costi elevatissimi, navi specializzate dotate di attrezzature per l'immersione subacquea del personale, se si tratta di un lavoro relativamente poco profondo o apparecchiature robotiche (ROV) per profondità maggiori. Qualsiasi intervento di riparazione su componenti installati nel fondo marino è quindi molto costoso e può portare, a volte, il fallimento economico dell'intero progetto.

Si è reso quindi indispensabile per la tecnologia sottomarina lo sviluppo di procedure e sistemi di verifica che consentano già nella fase progettuale di individuare, prevedere e cercare soluzioni alle possibili cause di guasti "costosi" dal punto di vista operativo e/o ambientale.

Dal momento che i test di verifica dei sistemi per acque profonde, per ragioni pratiche, non possono essere eseguiti in condizioni identiche a quelle in cui il sistema andrà poi a operare, l'industria petrolifera ha adottato la moderna tecnologia di "simulazione dati" come strumento per la loro verifica virtuale. Dall'uso di moderni strumenti di simulazione si arriva a modelli in scala ridotta o veri e propri componenti sacrificali di sistemi/componenti, che possono essere installati e da questi estrapolati dati per verificare le funzioni e le proprietà dinamiche di quello che sarà il sistema reale di produzione e distribuzione del petrolio e del gas. Questa tecnica permette anche la progettazione e lo sviluppo "virtuale" di modelli base di impianti innovativi ad alta tecnologia e di soluzioni (sistemi / attrezzature) per la valorizzazione e la produzione delle risorse energetiche in modo economicamente ed ecologicamente accettabile.



Fig.0.32 - Immagine di un tipico Subsea Manifold

Sistemi BOP

Il sistema di sicurezza e prevenzione di fuoriuscite di greggio, chiamato in gergo BOP, dall'acronimo inglese di *blowout preventer*, è un grande dispositivo con una valvola meccanica specializzata o simile, di solito installato in modo ridondante nelle teste di pozzo e condotte, utilizzato per sigillare, controllare e monitorare pozzi di petrolio e di gas.

I BOP sono stati sviluppati per far fronte alle estreme condizioni di pressioni irregolari e flusso incontrollato proveniente dal giacimento di un pozzo durante la perforazione. Senza questi sistemi, le situazioni sopra descritte possono portare all'evento potenzialmente catastrofico dello scoppio di un pozzo. Oltre a controllare le condizioni di pressione e il flusso di petrolio e di gas a fondo pozzo (sul fondale marino), contenendo gli strumenti e sensori per il monitoraggio delle condizioni del pozzo stesso, le valvole dei BOP servono per prevenire fuoriuscite a causa di forature o rotture delle tubazioni/condotte. I BOP sono quindi fondamentali per la sicurezza delle attrezzature, degli impianti, del medio ambiente e per il monitoraggio e il mantenimento dell'integrità di un'installazione.

Il termine BOP è usato in modo generale anche per descrivere un insieme di diversi BOP impilati (in gergo chiamate pile) di varia tipologia e funzione, così come i loro componenti ausiliari. Un tipico "BOP subsea" in acque profonde include componenti quali linee elettriche e idrauliche, pannelli di controllo, accumulatori idraulici, valvole di prova, linee e valvole di chiusura, condotte varie, raccordi idraulici e il telaio di supporto del tutto.

Le "pile" di BOP, di frequente, ne utilizzano di vari tipi (i più diffusi sono quelli "a saracinesca" e "anulari"), in genere hanno almeno un BOP anulare impilato sopra diversi BOP a saracinesca. I BOP sono utilizzati sia in installazioni a terra, piattaforme offshore e sottomarine. A terra e sul fondale marino i BOP sono fissati direttamente alla testa del pozzo, sulle piattaforme offshore sono montati sotto il ponte. I BOP sottomarini sono collegati alla piattaforma offshore in superficie tramite un sistema chiamato "riser" che fornisce un percorso continuo al sistema di perforazione e ai fluidi provenienti dal pozzo.

I BOP sono disponibili in una varietà di stili, dimensioni e livelli di pressione. Varie unità individuali con diverse funzioni sono combinate per comporre una pila che generalmente è composta da più dispositivi dello stesso tipo sono montati per ridondanza, un fattore molto importante per l'efficacia dei dispositivi di sicurezza in caso di rottura.

Le funzioni primarie di un sistema di BOP sono:

- Confinare un fluido all'interno del pozzo
- Fornire il modo di aggiungere un fluido nel pozzo (fango di perforazione e/o re-iniezione d'acqua)
- Controllare i volumi di prodotto che devono essere ritirati dal pozzo

Inoltre, i sistemi BOP sono utilizzati per:

- Regolare e controllare la pressione del pozzo
- Centrare e allineare la batteria di perforazione nel pozzo
- Sigillare nel pozzo eventuali componenti, se necessario
- In gergo: "uccidere" il pozzo, impedire cioè l'afflusso del fluido dal giacimento
- Sigillare la testa pozzo (chiudere definitivamente il pozzo)
- Servire da involucro alle aste di perforazione in caso di emergenze

Durante la perforazione di un tipico pozzo ad alta pressione, le verghe di tubo di perforazione sono inserite attraverso il BOP verso il giacimento di petrolio e gas. Quando si verifica un afflusso anomalo di liquido dal giacimento (in gergo chiamato "Kick") il BOP permette agli operatori di perforazione e/o ai sistemi automatici di chiudere l'unità, sigillando il tubo per fermare il flusso di fluidi dal pozzo. Poi s'immette nel pozzo fango attraverso la linea di perforazione fino a quando la pressione di fondo pozzo è sotto controllo grazie ai regolatori di flusso dei BOP. Se i BOP

e il fango non riescono a limitare le pressioni dovute al kick, può esserci fuoriuscita di prodotto dal pozzo danneggiando seriamente l'impianto di perforazione, l'integrità del pozzo stesso e mettendo a rischio gli operatori.

I BOP sono così importanti per la sicurezza del personale addetto, per l'ambiente, per la piattaforma di perforazione e il pozzo stesso, che le norme richiedono che gli stessi debbano essere ispezionati, testati e oggetto di manutenzione periodica. I test possono variare dalla prova quotidiana delle loro varie funzioni per pozzi critici, ai test, a frequenza mensile o meno ravvicinata, di pozzi con bassa probabilità di problemi.

I giacimenti sfruttabili di petrolio e gas sono sempre più rari e remoti, con conseguente aumento di esplorazioni sottomarine in acque profonde che richiedono ai BOP di rimanere sommersi per tutto il tempo in condizioni estreme e come risultato, gli assiami di BOP sono cresciuti diventando più grandi e pesanti (ad esempio un unico BOP a saracinesca può arrivare a pesare sopra le 10 Tons). Contestualmente, però, lo spazio disponibile per le "pile" di BOP sulle piattaforme off-shore non è cresciuto in proporzione, quindi un punto chiave nello sviluppo tecnologico dei BOP stessi nel corso degli ultimi due decenni è stato limitare la loro dimensione e peso, aumentando contemporaneamente le capacità di funzionamento in sicurezza. A seguire una breve descrizione dei tipi di BOP:

- A saracinesca (*Ram*)

il brevetto originale di questo tipo è del 1922 e appartiene alla Cameron Iron Works (oggi Cameron Drilling). La funzione è simile a quella di una saracinesca, ma utilizza una coppia di lame opposte. Dei martinetti idraulici si estendono spingendo le due lame verso il centro del pozzo per limitare/bloccare il flusso o si ritraggono, aprendo, per permettere il flusso. Le facce interne e superiori delle lame sono dotate di guarnizioni facendo pressione una contro l'altra chiudono il pozzo.

- Anulare

E' stato inventato da Granville Sloan Knox nel 1946; il brevetto statunitense risale al 1952. Un BOP di questo tipo può chiudere la linea di perforazione, il tubo o altri oggetti anche di forma non cilindrica ed è efficace anche nel mantenimento della sigillatura attorno al tubo di perforazione anche mentre ruota durante la perforazione. Per fare chiusura questo tipo utilizza il principio del cuneo utilizzando una guarnizione in gomma, rinforzata con nervature d'acciaio sul perimetro di tenuta, montata attorno all'asta di perforazione, in una cavità della testa del BOP, e un pistone idraulico. Quando il pistone è azionato, la sua spinta verso l'alto costringe la guarnizione "cuneo" nella cavità della testa sigillandola. Questo tipo ha solo due parti in movimento, pistone e cuneo il che li rende più semplici e facili da mantenere rispetto al modello a saracinesca.

Le normative, in genere, richiedono che un BOP anulare sia in grado di chiudere completamente un pozzo, ma in genere gli anulari non sono efficaci come un BOP a ram a mantenere la tenuta su un pozzo aperto; per questo di solito si trovano nella parte superiore di una pila BOP, con uno o due BOP anulari posizionati sopra una serie di diversi BOP a ram.

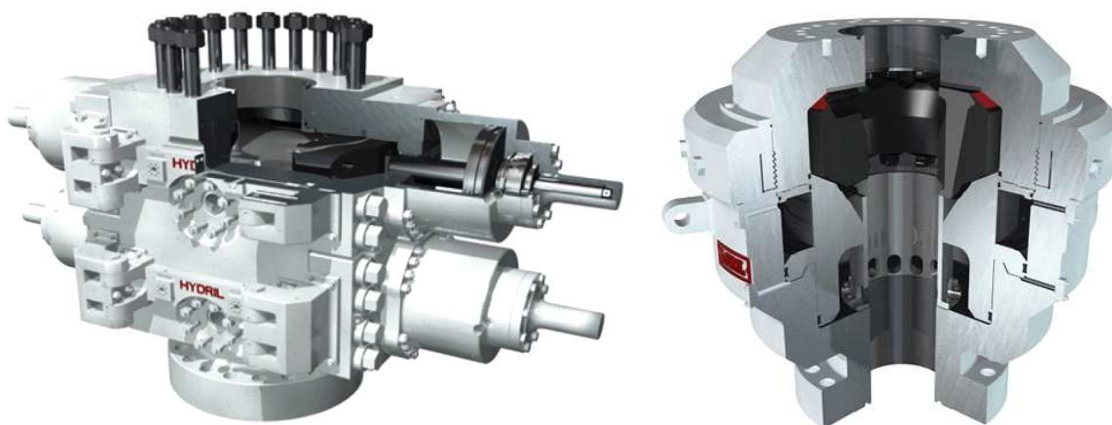


Fig.0.33 - Immagine dello spaccato di un BOP a ram a SX e un BOP anulare a DX

Sistemi Drilling Riser

Un drilling riser di perforazione marina è un insieme di condotte flessibili che collegano un pozzo a un impianto di perforazione di superficie ed è composto da un tubo principale a bassa pressione, le tubazioni per le linee ausiliarie ad alta pressione dei fluidi per l'azionamento del sistema BOP di sicurezza e anche le tubazioni contenenti le linee di alimentazione elettrica e di controllo elettronico dei sensori del BOP.

I riser di perforazione sono classificati in due tipi:

- Marine riser: quelli usati assieme a un sistema subsea BOP e generalmente utilizzati dalle navi galleggianti di perforazione

- Tie-back: usati con BOP di superficie e generalmente installati su piattaforme fisse o anche galleggianti se molto stabili

La progettazione e il funzionamento di questi sistemi è molto complessa, l'alta affidabilità obbligatoria, comporta la necessità di una notevole quantità e varietà di analisi ingegneristiche.

Quando è utilizzato in profondità d'acqua superiori a circa 20 metri, il riser di perforazione marina deve essere in tensione per mantenere la stabilità dello stesso; a questo provvede un sistema tensionatore sulla piattaforma di perforazione che fornisce una forza di tensione quasi costante e sufficiente allo scopo. Il livello di tensione richiesto è correlato al peso dell'attrezzatura montata, la galleggiabilità del riser stesso, la forza delle onde e delle correnti, il peso dei fluidi interni e le protezioni delle attrezzature. Per ridurre la quantità di tensione necessaria a mantenere la stabilità del sistema, sono aggiunti ai riser dei moduli di galleggiamento, noti nel settore come "torte di galleggiamento", che li rendono "a galleggiabilità neutra" quando immersi.



Fig.0.34 - Immagine di una sezione di sistema Riser

Sistemi Christmas tree

Nell'estrazione di petrolio e di gas naturale un "Christmas tree" è un insieme di valvole, attacchi e accessori utilizzato per un pozzo, già perforato e produttivo, che serve al controllo e gestione dello stesso. È stato chiamato così per la sua somiglianza con un albero di natale decorato.

I Christmas tree sono utilizzati sia su pozzi di superficie che sottomarini. L'albero sottomarino più profondo è installato nel Golfo del Messico a circa 2,700 m di profondità; i limiti tecnici attuali sono di circa 3000 metri e temperature di esercizio da -45 °C a 170 °C con una pressione fino a 100 GPa.

La funzione primaria di un "tree" è di controllare il flusso, generalmente di greggio o gas, fuori dal pozzo; può anche essere utilizzato per controllare l'iniezione di gas o acqua in un pozzo non di produzione al fine di migliorare i tassi di produzione di petrolio degli altri pozzi del campo.

A terra, quando il pozzo e gli impianti sono pronti per produrre e ricevere greggio o gas, le valvole del "tree" sono aperte e i fluidi possono passare nella condotta che porta all'impianto di lavorazione, allo stoccaggio e/o a una raffineria o centro di distribuzione (per il gas). Mentre le condotte collegate ai "tree" dei pozzi sottomarini di solito portano a una piattaforma di produzione fissa o galleggiante o a una nave, che può essere una chiatta/serbatoio di stoccaggio e scarico galleggiante (FSO, dall'acronimo inglese di *floating storage offloading*), o un'unità di elaborazione mobile (FPU, dall'acronimo inglese di *floating processing unit*), o una più performante ed elaborata nave galleggiante di produzione, stoccaggio e scarico (FPSO).

Un "albero" spesso fornisce numerose funzioni aggiuntive, tra cui punti di iniezione chimica, di intervento sul pozzo e punti di monitoraggio (come pressione, temperatura, corrosione, erosione, la rilevazione di sabbia, portata, composizione). Nei pozzi di produzione, attraverso i "tree" possono essere iniettate sostanze chimiche per escludere problemi di produzione (come blocchi o "kicks").

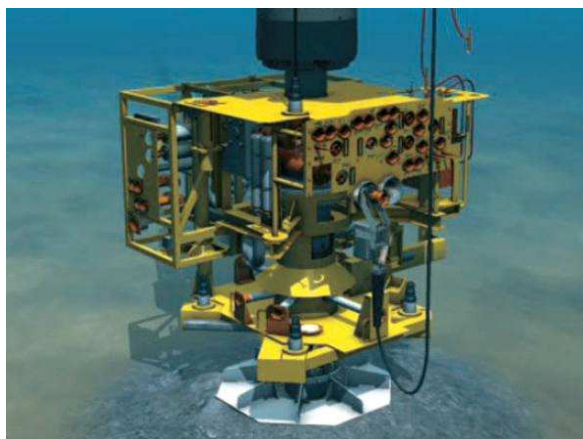


Fig.0.35 - Immagine di un Christmas tree Subsea

La complessità degli alberi è aumentata negli ultimi decenni, essi sono spesso realizzati in blocchi di acciaio massicci contenenti più valvole piuttosto che essere assemblati da singoli componenti flangiati. Questo è particolarmente presente nelle applicazioni sottomarine, dove la somiglianza con gli alberi di Natale non esiste più perché il blocco valvole principale è integrato in una struttura di supporto, inoltre i “subsea tree” contengono molte valvole e accessori aggiuntivi rispetto agli alberi di superficie che ne trasformano completamente l’aspetto.

Si noti che l’albero e la testa del pozzo sono componenti separati e non devono essere scambiati come un unico pezzo. La testa pozzo è la componente all’estremità superiore del pozzo che fornisce l’interfaccia strutturale e il contenimento della pressione per l’attrezzatura di perforazione e produzione con il BOP, solo una volta che il pozzo entra in produzione si installa il Christmas tree sulla testa del pozzo.

CAPITOLO 1

Sviluppo di una procedura di saldatura ad arco elettrico per produrre una giunzione permanente tra albero-rotore e corona palare per il rotore della turbina a vapore di De Pretto Industrie da 2MW che garantisca le caratteristiche tecnologiche-meccaniche richieste.

1.1 INTRODUZIONE

Nella nostra civiltà moderna i temi del risparmio energetico, dell'energia sostenibile e dell'efficienza energetica sono argomenti molto attuali e sentiti da parte di tutte le componenti della società preoccupate per la sostenibilità delle risorse del nostro pianeta.

Oggi "quasi" tutti cerchiamo per quanto possibile di usare accorgimenti che permettano, anche nella vita di tutti i giorni, di risparmiare sull'utilizzo delle diverse fonti energetiche: comprare elettrodomestici ad alta efficienza energetica, usare lampadine al neon, o meglio adesso a LED, usare di più i mezzi di trasporto pubblici o la bicicletta piuttosto che andare in automobile.

Tutti questi comportamenti e accorgimenti per l'utilizzo di sistemi o apparecchi a efficienza energetica migliorata si mettono in atto sia per coscienza ecologica (che è l'aspetto fondamentale) con la reale intenzione di preservare e non sprecare le risorse energetiche di cui disponiamo, ma anche per una ragione economica che diventa ogni giorno più importante: usare accorgimenti per ottimizzare l'uso delle fonti di energia è anche un metodo di risparmio economico significativo sia per il privato cittadino che per gli Stati.

Per questa ragione il dotarsi di apparecchi e/o impianti ad alta efficienza energetica o che permettano di riutilizzare quell'energia già disponibile è diventato anche un obbligo di legge, sia nazionale sia internazionale.

Gli incentivi nazionali, europei e internazionali a livello sia domestico che industriale, hanno in varia misura stimolato e aiutato i cittadini e le imprese a dotarsi di nuovi apparecchi/impianti per rendere più "verdi" le proprie case e/o attività; esempi sono: gli incentivi europei per l'installazione dei pannelli fotovoltaici per l'uso civile e industriale e gli sgravi fiscali per la messa in funzione di impianti che permettano di avere una maggiore efficienza energetica all'interno della loro attività produttiva.

Per un paese come il nostro, "povero" di risorse energetiche non rinnovabili, il cercare di rendere il parco industriale più efficiente in termini energetici è ancora più importante se si pensa che il 65% di tutta l'energia elettrica prodotta in Italia è usata in ambito industriale.

Anche se le fonti di energia rinnovabili sono una valida alternativa, già adesso coprono l'85% del fabbisogno giornaliero di energia nazionale, la necessità di rendere gli impianti industriali più efficienti in termini energetici è comunque forte e le aziende vengono spinte dal mercato, dall'opinione pubblica e dalla coscienza sociale a mettere in atto piani e progetti per migliorare i propri utilizzi dell'energia.

Questa nuova coscienza ambientale di attenzione ai consumi, al risparmio energetico e gli incentivi per nuovi investimenti o miglioramenti degli impianti esistenti nel settore delle attività industriali, ha scaturito la nascita in questi anni di un nuovo e fiorente mercato di consulenti, enti e/o attività finalizzate ad aiutare, supportare e vendere nuovi impianti o tecnologie di miglioramento energetico.

Come esempio, molto visibile anche nelle nostre zone industriali, molti tetti di capannoni sono stati ricoperti di pannelli fotovoltaici e/o pannelli per il solare termico in questi ultimi anni; così come incominciano a vedersi anche installazioni di piccole turbine eoliche.

Ma il risparmio energetico non si fa solo con l'utilizzo di fonti energetiche rinnovabili. Di minore impatto visivo e mediatico, ma di ben maggior rilevanza in quanto a risultati economico/sociali sono le attività o programmi di ammodernamento o installazione di nuovi impianti con consumi più efficienti.

Investimenti in sistemi di recupero calore, recupero energia e/o recupero degli scarti sono i veri sistemi a maggiore efficienza per rendere una azienda industriale (qualsiasi sia il tipo di prodotto fatto) più "verde", ecologicamente compatibile, redditizia e risparmiatrice dal punto di vista energetico.

Proprio in quest'ambito si introduce una delle innovative attività chiave della produzione della De Pretto Industrie di Schio (VI). Un'azienda con più di 125 anni di storia industriale e che, da sempre, si è occupata di macchine industriali per la generazione di energia.

La progettazione di una nuova piccola turbina a vapore finalizzata al recupero di calore in impianti industriali (tipo zuccherifici, inceneritori e piccoli impianti chimici) utilizzando linee di vapore acqueo soprasaturo, è il maggiore sforzo di ricerca e sviluppo dell'Azienda di questi ultimi anni, mirato proprio al mercato industriale delle realtà produttive, dove il recupero del calore emesso o prodotto dagli impianti esistenti, possa essere trasformato in energia elettrica attraverso una moderna turbina a vapore.

Lo sviluppo e progettazione di una turbina completamente nuova con soluzioni tecnologiche all'avanguardia sia in termini di termodinamica, fluidodinamica, resistenza meccanica e controllo di processo per sfruttare al massimo anche piccole portate di vapore è stato maturato internamente da tutti i Dipartimenti Aziendali, con la collaborazione di enti esterni come l'Università degli Studi di Padova.

Tra le soluzioni innovative studiate, una è quella di realizzare la palettatura del rotore della turbina non più con palette sciolte montate e bloccate meccanicamente ma ricavate per elettroerosione direttamente da una corona palare in materiale eterogeneo a quello dell'albero-rotore, unita poi allo stesso attraverso saldatura.

La presente ricerca descrive le valutazioni tecnico-ingegneristiche, le scelte adottate, il percorso sperimentale, il metodo di indagine, i requisiti richiesti e i risultati ottenuti nello sviluppare una procedura di saldatura ad arco elettrico atta a creare una giunzione permanente, tra l'albero rotore fucinato in acciaio al carbonio basso legato e la corona palare in acciaio inossidabile martensitico. Che garantisca le caratteristiche tecnologiche-meccaniche richieste dal progetto della macchina e che sia industrialmente ed economicamente adatta alle necessità e capacità produttive della De Pretto Industrie.

1.2 DEFINIZIONE TECNICA

Inquadramento del progetto di ricerca. Necessità della De Pretto Industrie

Da quando nel 2010, la holding SELINK S.p.A. acquista l'Azienda, è ferma volontà della nuova proprietà rilanciare la De Pretto Industrie nel mercato sfruttando tutto il bagaglio tecnico, ingegneristico e tecnologico di cui dispone.

Come primo obiettivo si è deciso di dedicare la maggior parte degli sforzi nella riattivazione della produzione e vendita delle turbine a vapore a marchio De Pretto, utilizzando tutto il know-how che l'Azienda possiede nel settore specifico, rivalorizzando il nome storico impresso nella memoria di molti dei clienti e tecnici del settore e approfittando della positiva reputazione del ben nutrito parco macchine esistente e distribuito a livello nazionale e mondiale.

La nuova coscienza ambientale, l'attenzione ai consumi, il risparmio energetico e gli incentivi governativi per fare nuovi investimenti o miglioramenti degli impianti esistenti, hanno incrementato il numero di aziende che propongono e vendono nuovi impianti o si dedicano all'aggiornamento tecnologico degli stessi e hanno aperto nuovi scenari di mercato che hanno convinto la Direzione Aziendale a promuovere lo studio e realizzazione di una nuova turbina a vapore, progettata specificamente per la trasformazione in energia elettrica del calore recuperato da impianti industriali.

La turbina a vapore da 2 MW

Lo sviluppo di una nuova turbina a vapore che riesca a sfruttare al massimo anche piccole portate, impone la progettazione di una macchina con soluzioni tecnologiche di avanguardia sia in termini di termodinamica, fluidodinamica, resistenza meccanica, regolazione e controllo del processo e della macchina.

Dopo l'analisi delle caratteristiche costruttive e prestazionali dei prodotti simili delle grandi aziende concorrenti, per lo sviluppo della nuova macchina si è deciso di partire dalla base solida e ben conosciuta delle storiche turbine multistadio ad azione-reazione costruite in De Pretto, su licenza Brown-Boveri (BBV - attualmente ABB) fino agli anni '90.

Poste le basi sulle quali sviluppare, si sono rivisti tutti gli aspetti progettuali della macchina di riferimento. Tutti gli aspetti ingegneristici sono stati riesaminati e ricalcolati, anche in collaborazione con diversi Dipartimenti di Ingegneria dell'Università degli Studi di Padova. E' stata eseguita, tra l'altro, anche la ricalcolazione fluido-termodinamica che ha portato alla riprogettazione del profilo palare e della geometria degli ugelli.

Per quanto riguarda l'aspetto dei materiali da utilizzare, si è scelto di mantenere gli stessi acciai usati sulla macchina di riferimento, perché, oltre alla conoscenza di tutte le caratteristiche meccaniche a temperatura ambiente e ad alta temperatura, si è in possesso anche dei valori reali di vita utile e di scorrimento viscoso dei componenti costruiti con questi acciai e già usati nelle turbine esistenti. Appresi i risultati storici, non è stato necessario passare a materiali più sofisticati e costosi. Inoltre la scelta di materiali noti facilita la valutazione del costo complessivo e il reperimento e approvvigionamento degli stessi.

Per la parte rotorica (albero rotore e palette) è stato deciso di usare i seguenti materiali:

- Albero rotore (da fucinato): Acciaio basso legato tipo 461TS (denominazione interna BBV, simile al 20CrMoNiV4-7)
 - o Composizione chimica media in peso percentuale: C 0.20 - Mn 0.50 - Cr 1.20 - Ni 0.65 - Mo 0.90 - V 0.30
 - o Caratteristiche meccaniche allo stato bonificato: Rottura ≥ 680 MPa - Snervamento (allo 0.2%) ≥ 590 MPa
- Palette (da barra forgiata): Acciaio inossidabile martensitico tipo 12TS (denominazione interna BBV, simile al X22CrMoV12-1)
 - o Composizione chimica media in peso percentuale: C 0.23 - Mn 0.55 - Cr 12.00 - Ni 0.65 - Mo 1.00 - V 0.30 - W 0.60
 - o Caratteristiche meccaniche allo stato bonificato: Rottura ≥ 750 MPa - Snervamento (allo 0.2%) ≥ 600 MPa

Per raggiungere gli obiettivi di efficienza e rendimento previsti dal progetto si è calcolato che la velocità di rotazione del rotore dovesse essere superiore ai 15000 giri/minuto. La resistenza meccanica necessaria allo sforzo ha comportato che, per dischi palari delle dimensioni previste ($\varnothing$ est massimo 390 mm e spessore 40 mm), non si è ritenuta adatta la soluzione con il tradizionale bloccaggio meccanico delle palette attraverso cava ricavata direttamente sul disco.

Di fatto, il calcolo teorico degli sforzi al piede della paletta, per i regimi di lavoro della turbina, dava come risultato il collasso del piede paletta per la rottura dello stesso a causa del superamento localizzato del carico di rottura del materiale scelto. Si è provato a ricalcolare gli sforzi cambiando geometria e dimensioni della cava di fissaggio e relativo piede paletta ma con risultati non dissimili. Era necessario quindi cambiare i materiali base di rotore e palette per altri più legati e più resistenti.

Però, partendo dal presupposto fondamentale che una macchina di questo tipo per essere appetibile sul mercato deve avere un costo in linea con quelli della concorrenza, il cambio dei materiali è stato valutato non conveniente economicamente e strategicamente; si è quindi deciso di mantenere i materiali originari e trovare una soluzione nuova alternativa per la palettatura del rotore. La soluzione individuata è stata quella di ottenere una corona palare con palette già finite da lavorazione previa (elettroerosione) e saldarla al rotore pre-sgrossato e quindi finire il rotore intero con delle lavorazioni meccaniche.

In funzione di questa decisione, il Dipartimento aziendale di Ingegneria della Saldatura è stato chiamato a progettare, sviluppare e testare le diverse soluzioni possibili per ottenere una procedura di saldatura ad arco elettrico atta a creare una giunzione permanente tra l'albero fucinato pretornito in 461TS e la corona palare prelavorata ed elettroerosa in 12TS. Giunzione che garantisca le caratteristiche tecnologiche-meccaniche richieste per il rotore della nuova turbina a vapore da 2MW e che contemporaneamente sia industrialmente ed economicamente adatta alle necessità e capacità produttive della De Pretto Industrie.

Progettazione della procedura di saldatura

Analisi preliminare

Per prima cosa, si sono analizzate le condizioni di produzione in cui ci si sarebbe trovati realmente in caso di una messa in produzione di un rotore con questo tipo di costruzione, raccogliendo tutte le informazioni (dati ed esperienze), specifiche e disegni disponibili.

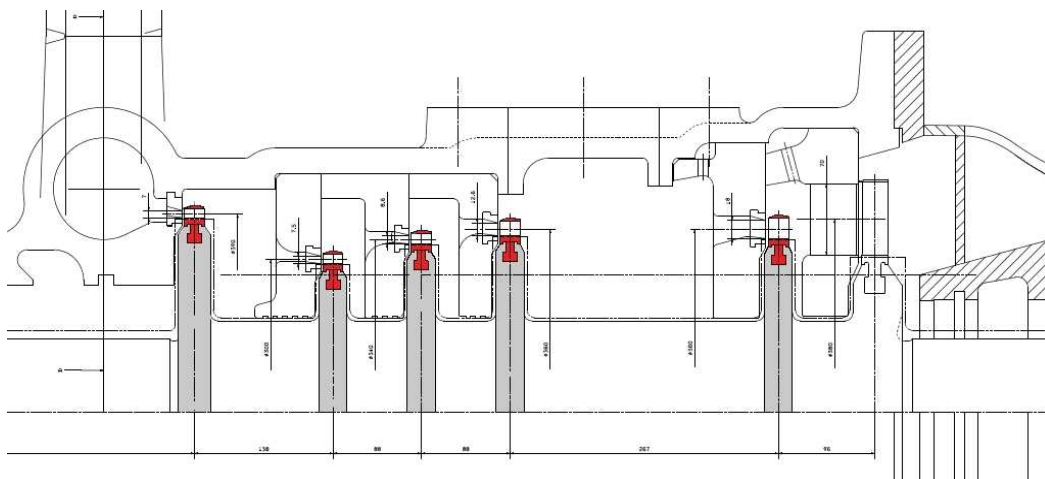


Fig.1.1 - Disegno schematico del rotore della turbina

Dall'analisi preliminare si sono evidenziate le seguenti condizioni:

- L'albero-rotore di acciaio al carbonio basso legato (461TS) allo stato bonificato, sarà sgrossato/prelavorato
- La corona palare in acciaio inox martensitico (12TS) allo stato bonificato, sarà pretornita con sovrametallo e con le palette ottenute per elettroerosione a profilo alare finito
- La saldatura da realizzare dovrà essere una saldatura eterogenea, tra due tipi di acciai diversi
- Le dimensioni e geometrie del pezzo implicano limitata accessibilità per l'esecuzione della saldatura

Requisiti

Con i dati acquisiti dall'analisi preliminare si è provveduto a fare una serie di incontri tra Ufficio tecnico, Produzione e Controllo Qualità aziendali per l'allineamento dei requisiti tecnologici e produttivi durante i quali si è concordato di strutturare l'attività come segue:

- Modifica della geometria e degli ingombri dei dischi palari per permettere una migliore accessibilità di saldatura
- Acquisizione di una serie di pezzi simulacro (Mock-up) per testare, in condizioni reali, la tipologia di saldatura
- Ricercare e definire la tipologia di giunti e procedimento di saldatura da usare

- Definire le caratteristiche meccaniche finali richieste al giunto
- Definire la tipologia di controlli non distruttivi e dimensionali da realizzare sul pezzo di produzione
- Definire sovrametalli, sovra-spessori e prelavazioni per la saldatura e successiva lavorazione meccanica
- Definire il tipo di materiali d'apporto più idoneo a realizzare questa saldatura
- Definire tipo di trattamento termico dopo saldatura (PWHT) più idoneo da realizzare sul pezzo

Definizione delle condizioni in produzione

A questo punto si è provveduto all'analisi di dettaglio delle variabili implicate nella realizzazione in produzione del giunto saldato, decidendo quanto segue:

- Geometria e ingombri: sul pezzo di produzione è stato richiesto di aumentare fino al massimo possibile la distanza tra i dischi palari per permettere un'accettabile accessibilità ai giunti da eseguire (minimo di 88 mm di interasse la distanza tra i due dischi più ravvicinati)
- Realizzazione di una spalla contenente un dente di allineamento tra disco dell'albero-rotore e la corona palare, in modo da avere la certezza meccanica del corretto posizionamento e allineamento in fase di montaggio e puntatura
- Sovrametalli: +3 mm su tutta la superficie dell'albero-rotore. Il diametro interno della corona palare dovrà essere diminuito per allontanare la zona palare dal giunto di saldatura e così preservare intatte le caratteristiche meccaniche del materiale della corona, ritenute quelle più critiche. Sulla corona palare sono previsti +3 mm di sovrametallatura sui lati e sul diametro esterno
- Tipologia dei giunti: da ambedue i lati di tipo a doppia U, per limitare le deformazioni di saldatura
- Prelavorazioni: sui dischi palari dell'albero-rotore deve essere eseguita la lavorazione meccanica per ottenere il cianfrino di saldatura previsto e sulla spalla dello stesso il dente di allineamento per montaggio della corona palare. La corona palare deve essere già prelaborata e con la palettatura intera finita e sul diametro interno eseguita la lavorazione per ottenere la controparte del cianfrino di saldatura e il dente di allineamento
- Procedimento di saldatura: a elettrodo rivestito (SMAW) perché è quello che permette la migliore accessibilità, la migliore visuale al saldatore in fase di esecuzione e garantisce le migliori caratteristiche meccaniche al giunto. Il procedimento TIG (GTAW) per eseguire la puntatura tra corona palare e albero-rotore
- Caratteristiche meccaniche: dovranno essere almeno pari a quelle del materiale dell'albero-rotore
- Trattamento termico dopo saldatura (PWHT) del rotore saldato: realizzato perché è l'unica soluzione per garantire le caratteristiche meccaniche richieste; sarà eseguito in un forno a pozzo ad atmosfera inerte per limitare le deformazioni dimensionali e l'ossidazione delle superfici palari della corona
- Tipologia di controlli non distruttivi: previsti controlli 100% di tutto il giunto saldato allo stato come saldato prima e dopo PWHT; saranno eseguiti: esame visivo, liquidi penetranti e ultrasuoni. Dopo lavorazione finale nelle zone dei giunti si ripeterà l'esame visivo e i liquidi penetranti
- Controlli dimensionali: prevista la verifica dei sovrametalli e controllo delle deformazioni prima e dopo PWHT come preliminare alla lavorazione meccanica finale

Problematiche metallurgiche e di saldatura del giunto

Le soluzioni prima descritte comportano una serie di problematiche metallurgiche e di saldabilità che vanno attentamente analizzate per conoscere o poter prevedere quale sarà il comportamento delle differenti zone del giunto saldato. Per la corretta riuscita del giunto si sono dimostrate critiche le argomentazioni/questioni riportate di seguito.

Il decadimento delle caratteristiche meccaniche dopo saldatura in ZTA e PWHT

Qualsiasi attività di saldatura implica un ciclo termico severo per i materiali in gioco; se questi materiali presentano trasformazioni di fase ci sarà una variazione delle caratteristiche metallurgiche/morfologiche e quindi di resistenza meccanica delle zone che subiscono questo ciclo.

Per gli acciai 461TS e 12TS un ciclo termico di saldatura implica un significativo decadimento delle caratteristiche meccaniche in ZTA, tanto che tutta la letteratura [4-6-7] consiglia di non mettere in esercizio gli stessi allo stato come saldato ma di eseguire sempre un PWHT.

Le caratteristiche meccaniche dei materiali sono date dalla struttura metallurgica che è conferita loro dal trattamento di bonifica effettuato dal produttore ma, nella ZTA, questa struttura è completamente modificata dal ciclo termico della saldatura, passando in generale da una morfologia omogenea a grano fine a una a grano più grosso, dendritico e con strutture fuori equilibrio fragili e dure. Queste strutture sono comunque indesiderate e inaccettabili per gli sforzi e i carichi a cui è sottoposto, nel nostro caso, il rotore. Si rende quindi indispensabile un PWHT.

Idealmente, la scelta migliore sarebbe quella di sottoporre tutto il componente a un trattamento di ri-bonifica, ma la controindicazione di un trattamento termico di questo tipo è che nella fase di tempra le deformazioni previste sul

pezzo sarebbero tali da non essere compensate dai sovrametalli previsti; bisogna quindi studiare un PWHT che possa distendere la ZTA e le sue strutture fragili.

La regola generale, per il PWHT di componenti realizzati in materiali forgiati bonificati, è quella di trattare il pezzo in un intervallo di temperatura inferiore di 20 o 30 °C della temperatura di rinvenimento eseguita in fase di bonifica. Questo perché, restando al di sotto della stessa, non si vanno a modificare la struttura metallurgica e le caratteristiche conferite con il trattamento originale pur riuscendo a distendere e rinvenire la struttura della ZTA alterata.

Nel nostro caso, però, siamo di fronte all'unione di due tipi di acciai diversi, con composizione chimica, caratteristiche metallurgiche e meccaniche non confrontabili: un tipico caso di "giunti eterogenei".

In questi casi la regola generale per il PWHT richiede di conoscere gli intervalli di temperatura in cui si possono trattare ambedue i materiali e cercare l'intervallo di incontro tra i due. Si andrà poi a scegliere la temperatura, all'interno di questo intervallo che permetta di distendere il più possibile il materiale che, tra i due, è più critico per l'impiego del componente finale. Con questo criterio, si sceglierà la temperatura più alta possibile, nell'intervallo previsto, per il materiale critico scelto.

Concretamente, dall'esame delle schede degli acciai da impiegare si è subito evidenziato che le loro temperature di rinvenimento dopo tempra non presentano nessun punto di incontro.

- 461TS temperatura di rinvenimento minima prevista: 690 °C
- 12TS temperatura di rinvenimento minima prevista: 700 °C

Seguendo la regola di eseguire il PWHT con temperatura minima inferiore di 20 °C di quella di rinvenimento ci troviamo nella seguente situazione:

- Temperatura di PWHT teorica per il 461TS = 670 °C
- Temperatura di PWHT teorica per il 12TS = 680 °C

A questo punto il ΔT di soli 10 °C può sembrare non influente, ma per questo tipo di acciai e l'impiego previsto, anche questi pochi gradi possono dare differenze sulle caratteristiche meccaniche finali ottenute. Si è dovuta quindi scegliere una temperatura di PWHT di "compromesso" di 680 °C per distendere i giunti. Per il tempo di mantenimento in forno del pezzo si è utilizzato il criterio generale previsto nel codice ASME: 1 ora ogni 25 mm di spessore della membratura da saldature.

Definizione del tipo di materiale d'apporto più idoneo a realizzare il giunto

Il problema dato da "giunti eterogenei" riscontra proposte e soluzioni ingegneristiche molto diverse sia in letteratura [2-5-6-7] che nelle realtà produttive che risentono fortemente delle esperienze industriali su ogni singola tipologia di componente da realizzare.

La tendenza teorica è di usare un materiale d'apporto con caratteristiche chimico/meccaniche intermedie tra i due materiali da unire; questo consente di avere una zona fusa che realizzerà la funzione di strato "cuscinetto" tra i due materiali. La valutazione della composizione del materiale d'apporto da usare e della ZF finale attesa è da eseguire attraverso un calcolo sulla base delle assunzioni di diluizione teorica del materiale base, in funzione del tipo di processo di saldatura usato, della tipologia di giunto da eseguire e delle caratteristiche meccaniche che lo stesso può garantire.

Nel caso di giunti tra acciaio al carbonio e inossidabili, come il nostro caso, la tendenza comunque è quella di indirizzare la scelta su materiali d'apporto (MA) del tipo acciaio inossidabili austenitico (esempio tipo AISI 309L o 309LMO). Dovendo però realizzare un PWHT con temperatura al di sopra dei 650 °C, il MA di tipo inossidabile austenitico non è adatto perché questi acciai come già visto nell'inquadramento teorico, se mantenuti per tempi, anche brevi, nell'intervallo di temperatura tra i 500 e 800 °C presentano importanti fenomeni di ingrossamento del grano, sbilanciamento delle fasi austenitiche e ferritiche e di precipitazione di fasi intermetalliche a bordo grano che vanno a compromettere seriamente sia le caratteristiche meccaniche che la resistenza alla corrosione.

Per questo motivo si deve scartare la scelta di usare il materiale d'apporto di tipo inossidabile austenitico. A questo punto però bisogna trovare comunque un materiale che possa fare da "cuscinetto" e ricevere un PWHT del tipo previsto senza presentare problemi evidenti; in questi casi tutta la letteratura [2-5-6-7] rimanda alla scelta di materiali d'apporto in lega di Nichel (Ni). Le leghe di Ni si possono dividere in due grandi famiglie:

- Leghe anticorrosive
- Leghe per alte temperature

Ambedue le famiglie presentano molte similitudini: tutte hanno caratteristiche meccaniche elevate (maggiori di 600 MPa) a temperatura ambiente, struttura metallografica del tipo CCC (simile agli acciai austenitici) e buona resistenza media alla corrosione. E' chiaro che, in funzione dell'impiego specifico del componente da saldare, si sceglierà il materiale che presenti le migliori caratteristiche di compromesso per l'impiego specifico.

Per il nostro caso la scelta ricade sulla famiglia delle leghe per alte temperature, questo perché si sta esaminando il rotore di una turbina che lavorerà con vapore a temperature dell'ordine dei 350 °C e il materiale d'apporto deve essere una lega che sopporti bene un PWHT di almeno 650 °C.

Queste leghe presentano altissime quantità di Cr e Mo e inoltre sono arricchite con elementi "indurenti" come il Co, W e V, i quali precipitano in carburi a bordo grano formando strutture metallurgiche complesse che rafforzano la matrice "austenitica" conferendo buone, e a volte anche ottime, caratteristiche meccaniche ad alte temperature e di resistenza al fenomeno dello scorrimento viscoso (*Creep*).

Date le caratteristiche così promettenti di questi materiali e sulla base della certezza che una saldatura realizzata in lega di Ni per alte temperature non presenta problemi di abbattimento di caratteristiche meccaniche dopo PWHT, si è deciso quindi l'impiego di una di lega di questo tipo per realizzare il nostro giunto.

A questo punto, si presenta un altro tipo di scelta metallurgica e operativa tra due possibilità di realizzazione del giunto in questione.

La prima è realizzare la saldatura direttamente usando questo tipo di lega come materiale d'apporto e quindi trattare tutto il giunto con un PWHT a una temperatura di compromesso, come descritto precedentemente.

La seconda invece è quella di preparare il giunto utilizzando la tecnica di "imburraggio" (in inglese "*buttering*") realizzando degli strati cuscinetto, chiamati in gergo tecnico "imburraggi". Questa soluzione sfrutta la già vista caratteristica della lega di non subire decadimenti con il PWHT, per depositare/riportare degli strati cuscinetto separatamente su ogni lato del giunto, trattare poi separatamente ogni singolo lato (materiale) con il suo PWHT naturale e adeguato in funzione dei criteri tradizionali descritti all'inizio di questo capitolo e solo successivamente operare la saldatura di unione.

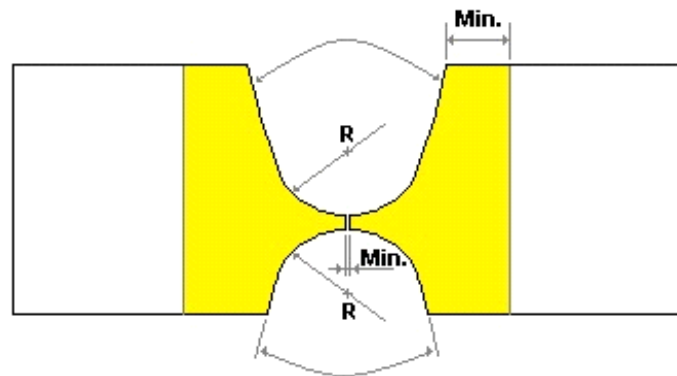


Fig.1.2 - Immagine tipica di un giunto con tecnica di "imburraggio"

Operativamente questo si traduce nella realizzazione di un riporto di saldatura sulla zona dove dovrà essere ottenuto il cianfrino che dovrà avere spessore sufficientemente elevato da permettere la lavorazione meccanica del cianfrino stesso come previsto e, inoltre, da permettere, in fase di successiva saldatura definitiva, che la ZTA generata resti confinata all'interno del "imburraggio" stesso (di solito non meno di 5 mm di spessore dalla linea di fusione del MB originale).

Questo ci permette di operare (imburrare e trattare termicamente) in modo separato sia l'albero-rotore con i dischi palari sia la corona palare preservando le caratteristiche meccaniche originali del MB e distendendo le rispettive ZTA. Così facendo abbiamo l'ulteriore vantaggio di poter verificare le deformazioni ottenute dopo PWHT ed eventualmente recuperarle con azioni di rilavorazione meccanica sui particolari e/o prevedere in fase di montaggio e puntatura di eseguire una pre-deformazione programmata del giunto per andare a compensare solo le deformazioni che saranno apportate dalla saldatura stessa.

Lo svantaggio produttivo di questa scelta è di avere un costo maggiore e un tempo di realizzazione più lungo, dovendo:

- Riportare più materiale d'apporto
- Eseguire due PWHT separati in tempi diversi
- Eseguire CND e controlli dimensionali prima e dopo PWHT
- Eseguire l'addizionale lavorazione meccanica dei cianfrini di saldatura dopo trattamento
- Possibile rilavorazione dei pezzi
- Successiva saldatura definitiva

Dopo aver valutato le soluzioni teoriche presentate in letteratura si è deciso di prendere in considerazione anche le scelte dettate da esperienze specifiche del passato. In particolare, per questo caso, esiste una limitata bibliografia [10-11] di esperienze reali su casi simili alla De Pretto Industrie e in altri produttori di turbine.

In particolare abbiamo analizzato una serie di procedure interne Brown-Boveri degli anni '80 che riportano l'uso di tecniche e materiale d'apporto "non convenzionale" per questo tipo di applicazioni e che sono completamente in controtendenza con quanto descritto in letteratura, ma che sono state testate e messe in produzione con risultati soddisfacenti su macchine simili, anche di dimensioni più grandi e regimi di lavoro più gravosi.

Le esperienze riportate nei documenti Brown-Boveri per la saldatura di giunti tra acciai al carbonio e acciai inossidabili martensitici per parti rotoriche di turbine a vapore si riferiscono sia a saldatura diretta dei due materiali con materiale d'apporto di tipo acciaio al carbonio basso legato con composizione chimica simile a quello dell'albero-rotore, sia a saldatura diretta dei due materiali con materiale d'apporto di tipo acciaio inossidabile martensitico con composizione chimica simile a quello della corona palare.

Questa è la dimostrazione che la scelta delle tecniche di saldatura e del materiale d'apporto da usare per ogni singolo componente è principalmente basata sulle esperienze specifiche ottenute dai singoli casi e la cui valenza generale le ha fatte diventare standard produttivi.

Tornando alla scelta del materiale d'apporto, a tutte le considerazioni precedenti va aggiunta quella del costo che non deve essere per niente trascurato. Tenzialmente il costo al kg del materiale d'apporto è in proporzione a quanto la lega è ricca di elementi.

Bisogna poi mettere in conto anche la reperibilità e rarità di un certo tipo di materiale. Anche se un certo tipo di materiale d'apporto può essere quello teoricamente più adatto a uno specifico impiego, non è detto che lo stesso sia reperibile con facilità sul mercato nazionale o che magari sia un prodotto non commercializzato nel nostro paese, come spesso accade per materiali prodotti e usati tradizionalmente su altri mercati, per esempio quello tedesco o americano. Se il materiale scelto non è reperibile, può avere dei costi di trasporto e tempi di consegna che posso rivelarsi incompatibili con le necessità produttive di un'azienda, perciò è fondamentale valutare bene anche l'aspetto economico nel momento di scegliere il prodotto da usare.

Anche la scelta del produttore del materiale ha importanza, si è riscontrato come all'interno della stessa classificazione e normativa per i materiali d'apporto (per esempio la AWS A5.14 per i materiali d'apporto in forma fili pieni o bacchette in lega di Ni) sono previsti degli intervalli di composizione chimica che posso essere talvolta piuttosto larghi. Per questo è fondamentale conoscere esattamente la composizione del materiale che si desidera comprare, questa deve corrispondere omogeneamente al lotto di produzione e a quanto documentato e garantito dal produttore stesso, in modo da avere la certezza dell'idoneità e qualità del materiale acquistato.

Deformazioni dimensionali dopo saldatura e PWHT

Ogni saldatura per fusione comporta una deformazione geometrica dei particolari uniti (chiamata anche ritiro di saldatura) derivante dalla natura del processo stesso. Le possibilità operative per limitare al massimo queste deformazioni sono molto varie (di seguito saranno descritte quelle valutate e messe in atto per il caso in esame) e il loro scopo è di limitare il più possibile le deformazioni sulla perpendicolarità dell'asse del disco palare e l'asse dell'albero-rotore e la linearità stessa del rotore completo; questo perché le zone dimensionalmente più critiche sono:

- La testa delle palette, zona che coincide con le sedi di tenuta tra i diversi stadi della turbina
- L'allineamento tra gli ugelli e profilo palare delle palette, per assicurare la corretta funzionalità fluidodinamica e termodinamica delle palette stesse
- La perpendicolarità tra i diversi dischi palari, perché gli stessi siano tutti allineati in maniera corretta

Una prima soluzione a questo problema, a cui si è portati, per facilità, a pensare alla "banale" soluzione di compensare le eventuali deformazioni del rotore lavorando la controcassa di tenuta sulla base dei rilievi fatti sul rotore reale; questo è industrialmente e qualitativamente l'ultima soluzione applicabile perché rappresenta quella più costosa in termini monetari e di tempo. La stessa obbligherebbe all'esecuzione di lavorazioni meccaniche e controlli dimensionali in più fasi per l'ottenimento delle dimensioni finali richieste, imponendo inoltre di ripetere queste operazioni per ogni singola macchina da produrre. Questo non garantirebbe più l'immediata intercambiabilità di rotori e casse di tenuta tra due macchine "gemelle" in caso di bisogno, come spesso succede nelle realtà industriali.

L'obiettivo proposto è ottenere un rotore che, dopo saldato, potesse essere lavorato come a disegno teorico, con le tolleranze e i giochi dimensionali previsti per così potersi montare nella controcassa senza particolari adattamenti speciali.

A questo scopo abbiamo valutato che, eseguendo la saldatura di unione tra disco palare e corona con tutte le precauzioni per limitare le deformazioni e prevedendo +3 mm di sovrametallo sulle superfici che richiedono lavorazioni di finitura, si sarebbero potute contenere le deformazioni di saldatura e del successivo PWHT entro tolleranze accettabili.

Le precauzioni da mettere in atto sono le seguenti:

- Uso del cianfrino con geometria a doppia U, per adottare una tecnica di saldatura a passate contrapposte tra le due facce del giunto che compensi i ritiri di saldatura tra i due lati del giunto
- Uso di un dente di allineamento ottenuto da lavorazione meccanica sulla spalla del giunto stesso, così da garantire il corretto allineamento tra disco e corona in fase di montaggio e puntatura

- Uso di un adeguato preriscaldamento del giunto e limitata temperatura di interpass in modo da eseguire un ciclo termico di saldatura il più blando possibile, permettendo al materiale di dilatarsi più lentamente e linearmente per ottenere deformazioni inferiori e migliori caratteristiche meccaniche
- Uso di un forno per il PWHT con dimensioni che permettano di collocare al suo interno il rotore sospeso per il suo asse longitudinale così da lasciarlo libero di dilatare lungo tutti i suoi assi e di ritornare successivamente, senza vincoli, alle dimensioni normali in fase di raffreddamento
- Uso di gradienti di trattamento di salita e discesa dolci, in modo da permettere la dilatazione e il relativo ritorno il più regolare possibile
- Uso di atmosfera inerte durante il PWHT, dettata dalla necessità di evitare, per quanto possibile, l'ossidazione della superficie del profilo alare delle palette. Questo profilo, al momento del PWHT, è già finito di lavorazione meccanica con le rugosità e le dimensioni previste dal calcolo; se su di esso durante il trattamento in un'atmosfera non adeguata, si formasse della ruggine o calamina, si dovrebbero riprendere tutti i profili con una, non prevista e costosa attività manuale di abrasione per eliminare questi residui, con l'ulteriore pericolo di modificare il profilo alare originale e ridurre l'efficienza della corona

Tutti gli accorgimenti sopra riportati sono comunque sempre applicabili, indipendentemente dal materiale d'apporto scelto sulla base delle considerazioni prima esaminate.

1.3 FASE SPERIMENTALE

Procedura di saldatura

Sulla base delle considerazioni emerse nella fase di definizione tecnica, abbiamo identificato le possibili proposte di procedura di saldatura per arrivare a una messa in produzione applicabile e compatibile con le risorse dell'Azienda. A questo scopo si è predisposta l'esecuzione di talloni di saldatura eseguiti secondo le seguenti scelte:

- Saldatura con tecnica a imburraggio, con materiale d'apporto in lega di Ni e trattamento termico separato di ambedue i MB
- Saldatura diretta con materiale d'apporto in lega di Nichel con unico trattamento termico di distensione
- Saldatura diretta con materiale d'apporto di tipo acciaio al carbonio basso legato con unico trattamento termico di distensione
- Saldatura diretta con materiale d'apporto di tipo acciaio inossidabile martensitico con unico trattamento termico di distensione

Per tutte le scelte menzionate la procedura di saldatura è stata eseguita con i seguenti dettagli tecnici:

- Procedimento di saldatura TIG manuale (GTAW) per la puntatura e prime passate, successivo riempimento a elettrodo rivestito (SMAW)
- Imburaggi di saldatura eseguiti in SMAW
- Cianfrino di saldatura a doppia U con spalla di appoggio e area 2-3 mm e successiva ripresa di mola della prima passata
- Pulizia del cianfrino con acetone previa saldatura
- Posizione di saldatura in piano (1G – PA) per la esecuzione degli imburaggi
- Posizione di saldatura in frontale (2G – PB) per la esecuzione della saldatura di unione
- Gas di protezione Argon puro per il processo GTAW
- Preriscaldamento minimo per imburaggi e saldature dirette sui materiali base = 150 °C
- Interpass massimo per imburaggi e saldature dirette sui materiali base = 250 °C
- Preriscaldamento minimo per saldatura sui giunti imburaggi = 20 °C
- Interpass massimo per saldatura sui giunti imburaggi = 150 °C
- Sequenza di saldatura multipassata e a cordoni stretti (tirati)
- Apporto termico massimo ammesso 1.5 KJ/mm

Trattamenti termici dopo saldatura

Per la tecnica ad imburraggio sono stati eseguiti i seguenti PWHT:

- Temperatura di PWHT per il 461TS = 660 °C
- Temperatura di PWHT per il 12TS = 680 °C

Per la procedura a saldatura diretta e successivo unico PWHT si è deciso di eseguire tutte le prove con temperatura di 680 °C. Il tempo di mantenimento è stato uguale per tutti i casi di 2 ore di permanenza. Gradiente di salita e discesa massimo ammesso 80 °C/h.

Materiali d'apporto selezionati

Si è deciso di testare i seguenti tipi di leghe:

- Lega di Ni tipo 1
 - o Composizione chimica nominale: 70% Ni - 20% Cr - 2.5% Nb
 - o Caratteristiche meccaniche allo stato come saldato dichiarate dal produttore: Rottura ≥ 680 MPa - Snervamento (allo 0.2%) ≥ 420 MPa – Resilienza a 22 °C ≥ 120 J
- Lega di Ni tipo 2
 - o Composizione chimica nominale: 33% Ni - 22% Cr - 5% Mn - 1.5% Nb
 - o Caratteristiche meccaniche allo stato come saldato dichiarate dal produttore: Rottura ≥ 600 MPa - Snervamento (allo 0.2%) ≥ 410 MPa – Resilienza a 22 °C ≥ 70 J
- Lega in acciaio al carbonio basso legato
 - o Composizione chimica nominale: 1.25% Cr - 0.5% Mo
 - o Caratteristiche meccaniche allo stato trattato a 680 °C per 2 ore dichiarate dal produttore: Rottura ≥ 580 MPa - Snervamento (allo 0.2%) ≥ 480 MPa – Resilienza a 22 °C ≥ 100 J
- Lega in acciaio inossidabile martensitico
 - o Composizione chimica nominale: 11% Cr - 1% Mo - 0.5% Ni - W – V
 - o Caratteristiche meccaniche allo stato trattato a 760 °C per 4 ore dichiarate dal produttore: Rottura ≥ 780 MPa - Snervamento (allo 0.2%) ≥ 580 MPa – Resilienza a 20 °C ≥ 45 J

I materiali d'apporto in lega di Ni sono stati testati in ambedue le tecniche prescelte, sia come imburraggio che come saldatura diretta.

Qualifica della procedura di saldatura

Come visto nell'inquadramento teorico, l'iter per dimostrare a livello industriale l'affidabilità di una procedura di saldatura, prevede di eseguire uno o più talloni di dimensioni prestabilite, saldare gli stessi come progettato, trattarli termicamente e realizzare sulla saldatura finale le prove previste in funzione dei requisiti di qualifica previsti dal codice scelto. In questo caso tutti i talloni e le prove sono state realizzate in accordo a quanto previsto dalla sezione IX del codice ASME BPVC.

Nel nostro caso, in conformità a quanto previsto dalla Norma, i talloni di saldatura sono stati eseguiti imburrando e/o saldando successivamente tra di loro piastre forgiate bonificate rispettivamente in 461TS e 12TS, ordinate secondo le rispettive specifiche di ordine materiale interne, di dimensioni 1000 x 150 x 38 mm.

Materiale impiegato

La composizione chimica e le caratteristiche meccaniche dei talloni allo stato di fornitura (a temperatura ambiente, salvo dove diversamente indicato) sono elencate rispettivamente nelle Tabelle da 1.1 a 1.3.

Materiale	Colata	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Nb	W
12TS	01703	0.22	0.55	0.11	0.01	<0.00	11.30	0.47	0.94	0.28	<0.03	<0.10
461TS	76679	0.21	0.37	0.23	0.01	<0.00	1.33	0.58	0.88	0.29	/	/

Tab.1.1 - Composizione chimica dei talloni

Materiale	R_{p0.2} [N/mm²]	R_m [N/mm²]	A%	KV [J]	Durezza [HBW]
12TS	639	824	17	Media 66	255
461TS	686	782	20	Media 200	235

Tab.1.2 - Caratteristiche meccaniche dei talloni

Materiale	Tempra [°C]	Rinvenimento [°C]
12TS	1040	710
461TS	900	690

Tab.1.3 - Temperature di trattamento di bonifica dei talloni

Controlli non distruttivi

Tutti i giunti sono stati sottoposti ai CND prima e dopo PWHT elencati in Tabella 1.4, in accordo alle richieste ASME Sez. XI e V.

Metodo	Estensione		
	Cianfrini	Imburaggi	Saldature
Esame Visivo	100%	100%	100%
Esame con Liquidi Penetranti	100%	100%	100%
Esame Ultrasonoro	/	100%	/
Esame Radiografico	/	/	100%

Tab.1.4 - Elenco dei controlli non distruttivi

Caratteristiche meccaniche

Per la qualifica dei procedimenti, tutti i giunti di saldatura, devono rispettare la combinazione di caratteristiche meccaniche riportate in Tabella 1.5, in funzione dei requisiti previsti dal codice ASME Sez. IX e dalle richieste integrative interne Aziendali.

Prova	Accettabilità	Sec. normativa
Trazioni trasversali	Carico di rottura minimo 680 MPa	ASME IX QW-462.1
Trazioni trasversali a 350 °C	Non richiesta	ASTM E21
Prova di piega longitudinale	Sec. ASME Sec. IX	ASME IX QW-462.3
Prova di resilienza a +22 °C in: MB 12TS ZTA 12TS ZTA 461TS MB 461TS	Media 35 J	ASTM E23
Prova di durezza HV10	Non richiesta	EN ISO 6507-1
Esame macrografico	No. 2	EN 1321
Esame micrografico	Non richiesta	ASTM E3

Tab.1.5 - Elenco di richieste di caratteristiche meccaniche

Tutte le prove meccaniche, analisi macrografiche e micrografiche sono state eseguite presso il Laboratorio Prove Materiali San Marco di Schio (VI), accreditato ACCREDIA No.0377.

Talloni di saldatura eseguiti

Sono state testate le seguenti combinazioni di tecniche di saldatura e materiali d'apporto:

- Caso 1: Saldatura con tecnica di imburraggio con lega di Ni tipo 1 (Tallone B-171)
- Caso 2: Saldatura di unione direttamente con lega di Ni tipo 1 (Tallone B-172)
- Caso 3: Saldatura con tecnica di imburraggio con lega di Ni tipo 2 (Tallone E-001)
- Caso 4: Saldatura di unione direttamente con lega di Ni tipo 2 (Tallone E-002)
- Caso 5: Saldatura di unione direttamente con lega in acciaio inossidabile martensitico (Tallone E-003)
- Caso 6: Saldatura di unione direttamente con lega in acciaio al carbonio basso legato (Tallone E-004)

Tutto il processo di esecuzione dei talloni è stato monitorato e controllato attraverso il sistema aziendale di Gestione della Qualità del processo speciale Saldatura in accordo alla normativa ISO 3834-2.

1.4 RISULTATI E DISCUSSIONE

Prove relative al Caso 1: Saldatura con tecnica di imburraggio con lega di Ni tipo 1 (Tallone di qualifica B-171)

I controlli non distruttivi in accordo alla tabella 1.4 hanno dato risultati tutti soddisfacenti. In Tabella 1.6 sono riassunti i risultati ottenuti sul tallone in oggetto.

PROVA	ACCETTABILITA'	ROTTURA	DEV. ST.
Trazioni trasversali (MPa)	No.2 Non soddisfacenti Valori 670 - 676	Lato imburraggio MB 461TS	4,24
Trazioni trasversali a 350 °C (MPa)	No.1 – Valore 539	Lato imburraggio MB 461TS	
Prova di piega longitudinale	No.4 Soddisfacenti		
Prova di resilienza a +22 °C in:	(Joule)		
- MB 12TS	Valore medio 55 – Minimo 52		3,79
- ZTA 12TS	Valore medio 103 – Minimo 101		2,65
- ZTA 461TS	Valore medio 165 – Minimo 161		5,29
- MB 461TS	Valore medio 142 – Minimo 139		3,51
Prova di durezza (HV10)	Soddisfacente – Valori massimi		
- MB 461TS	251		3,20
- ZTA 461TS	360		56,52
- Imburraggio lato 461TS	268		29,30
- ZF	283		36,71
- Imburraggio lato 12TS	258		26,17
- ZTA 12TS	272		14,95
- MB 12TS	256		3,42
Esame macrografico	Soddisfacente		
Esame micrografico	Soddisfacente		

Tab.1.6 - Risultati delle prove eseguite sul tallone di qualifica B-171

A seguito le immagini degli esami macro e micrografici eseguiti sul tallone B-171



Fig.1.3 – Macrografia: lato SX MB 461TS a DX lato MB 12TS
Attacco Acido Ossalico + Vilella + Persolfato di Ammonio

Per tutte le seguenti micrografie è stato usato un ingrandimento di 100X e attacco acido del tipo: Acido Ossalico + Vilella + Persolfato di Ammonio.

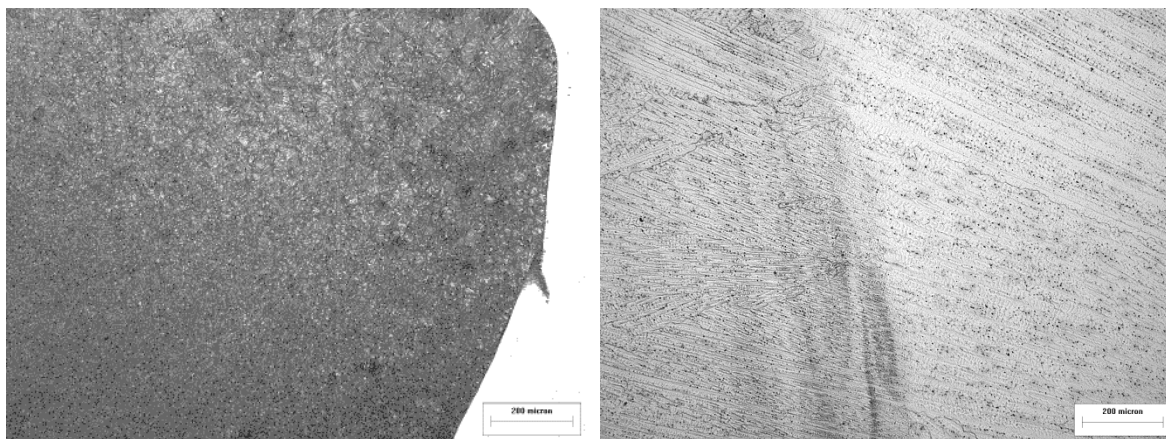


Fig.1.4 - Micrografia lato 461TS. A SX ZTA MB a DX Imburaggio

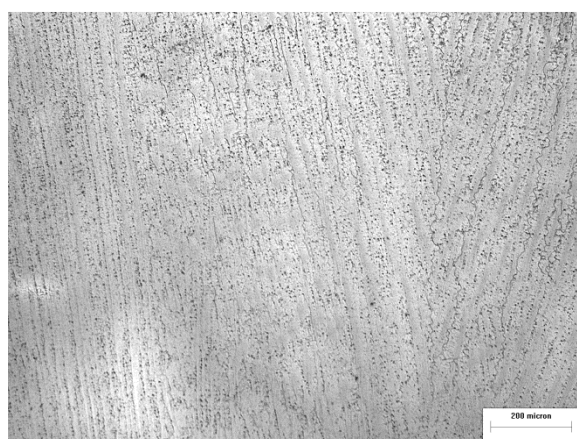


Fig.1.5 - Micrografia ZF

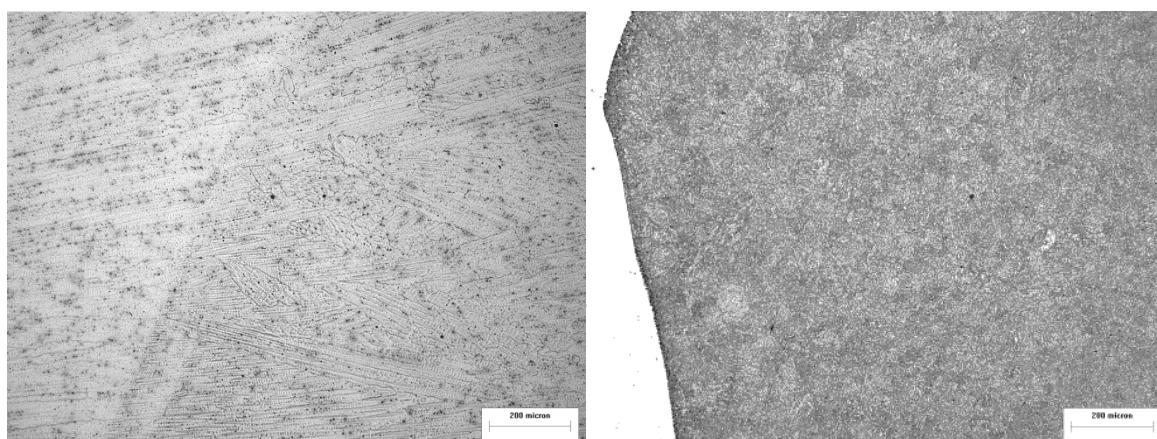


Fig.1.6 - Micrografia lato 12TS. A SX Imburaggio a DX ZTA MB

I valori della prova di trazione trasversale a temperatura ambiente sono sotto l'accettabilità perché le zone imburrate presentano caratteristiche meccaniche inferiori, anche se di poco, alle aspettative.

Questo è dovuto alla diluizione degli elementi di lega del MB nel riporto e al fenomeno di migrazione del Carbonio nel materiale di imburatura, data la maggiore solubilità del C nella matrice a CFC della lega di Ni.

Inoltre si presenta anche il fenomeno inverso di impoverimento di Cr nel materiale di riporto dovuto alla migrazione verso il MB per formare carburi in seguito al PWHT; questo spiega anche i più elevati valori di durezza nella ZTA, lato 461TS, anche dopo un trattamento termico a temperatura elevata per questo MB.

Macrograficamente, il fenomeno si apprezza bene in Figura 1.3 dove si osserva la prima passata di imburatura, a ridosso direttamente del MB 461TS, con una colorazione molto più scura del resto del materiale di riporto, segno della diversa composizione chimica puntuale di quella passata. Il fenomeno si vede accentuato dalla geometria e sequenza delle passate di saldatura fatta su una superficie piana a strati sovrapposti come si apprezza sempre nella Figura 1.3, che rendono l'imburaggio del giunto più soggetto a difetti in posizione trasversale alla direzione di prova; che in questo caso è diventata la più sfavorevole. A supporto di queste conclusioni abbiamo che anche nella trazione a caldo la rottura si è prodotta nella medesima zona.

E' interessante notare però che i valori di resilienza in ZTA, lato 461TS, sono comunque buoni nonostante l'impovertimento di elementi di lega di questa zona, spiegabile però considerando gli altissimi valori di resilienza di partenza del MB, che erano quasi il doppio rispetto ai valori ottenuti (Vedi tabella 1.2).

Micrograficamente si può apprezzare bene nelle Figure 1.4 SX e 1.6 DX le ZTA dei due materiali base con una struttura a grano ingrossato tipica di questa zona anche dopo aver subito separatamente i trattamenti termici di distensione mirati per i singoli materiali. E' interessante notare la differenza di ingrossamento del grano tra i due materiali dovuta alla differenza di struttura metallurgica di partenza di ambedue. Nella Figura 1.4 di SX si vede la progressione dell'ingrossamento del grano bainitico (Tipico della struttura temprata e rinvenuta allo stato di fornitura del MB), in modo simile nella Figura 1.6 di DX si apprezza lo stesso fenomeno però con l'ingrossamento questa volta della struttura aciculare di martensite rinvenuta tipica degli acciai inossidabili martensitici.

Nelle Figure 1.4 di DX e 1.6 di SX si può notare la netta differenza di colorazione che evidenzia la separazione tra il materiale fuso che compone gli imburraggi già trattati termicamente e il materiale della ZF allo stato come saldato. Queste zone non presentano un'evidente differenza di struttura metallurgica. In tutte si presenta una struttura dendritica colonnare "austenitica" tipica delle zone fuse in leghe di Ni.

Nella Figura 1.5 per la ZF si apprezza molto bene la struttura descritta prima. Dove a questi ingrandimenti è quasi impossibile osservare correttamente le dendriti.

Prove relative al Caso 2: Saldatura di unione direttamente con lega di Ni tipo 1 (Tallone B-172)

I controlli non distruttivi in accordo alla tabella 1.4 hanno dato risultati tutti soddisfacenti. In Tabella 1.7 sono riassunti i risultati ottenuti sul tallone in oggetto.

PROVA	ACCETTABILITA'	ROTTURA	DEV. ST.
Trazioni trasversali (MPa)	No.2 Soddisfacenti Valori 744 - 749	Lato ZTA 461TS	3,54
Trazioni trasversali a 350 °C (MPa)	No.1 – Valore 618	Lato ZTA 12TS	
Prova di piega longitudinale	No.4 Soddisfacenti		
Prova di resilienza a +22 °C in:	(Joule)		
- MB 12TS	Valore medio 44 – Minimo 38		4,93
- ZTA 12TS	Valore medio 53 – Minimo 51		1,73
- ZTA 461TS	Valore medio 200 – Minimo 194		5,51
- MB 461TS	Valore medio 172 – Minimo 165		6,56
Prova di durezza (HV10)	Soddisfacente – Valori massimi		
- MB 461TS	247		2,76
- ZTA 461TS	370		65,12
- ZF	233		19,33
- ZTA 12TS	345		40,60
- MB 12TS	268		3,16
Esame macrografico	Soddisfacente		
Esame micrografico	Soddisfacente		

Tab.1.7 - Risultati delle prove eseguite sul tallone di qualifica B-172

A seguito le immagini degli esami macro e micrografici eseguiti sul tallone B-172

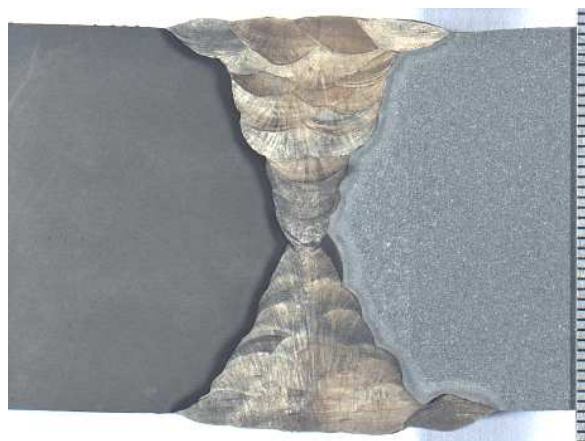


Fig.1.7: Macrografia a SX lato MB 461TS a DX lato MB 12TS
Attacco Acido Ossalico + Vilella + Persolfato di Ammonio

Per tutte le seguenti micrografie è stato usato un ingrandimento di 100X e attacco acido del tipo: Acido Ossalico + Vilella + Persolfato di Ammonio.

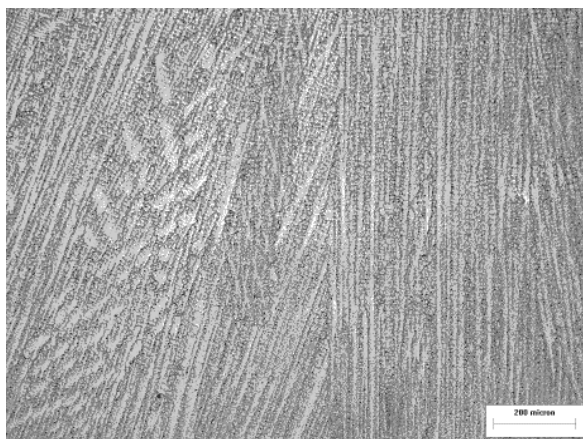


Fig.1.8: Micrografia. ZF

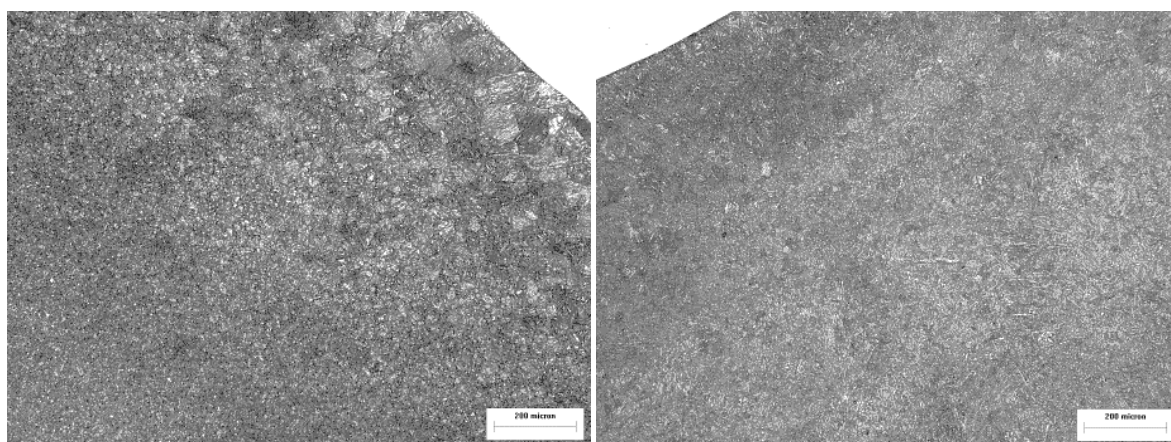


Fig.1.9 - Micrografia. Rispettivamente a SX ZTA 461TS e a DX ZTA 12TS

Le zone di rottura delle trazioni trasversali sono diverse tra i provini a temperatura ambiente (Lato ZTA 461TS) e quelli ad alta temperatura (Lato ZTA 12TS), ma comunque tutte dentro valori accettabili.

Questo conferma che l'uso di questa tipologia di procedura di saldatura, analizzata in fase di ricerca bibliografica (documentazione DPI/ABB), applicata a giunti eterogenei di questo genere e con caratteristiche meccaniche come quelle previste, è possibile e corretto. Saldare direttamente il giunto con il materiale d'apporto ha ottenuto di minimizzare la migrazione di elementi, come invece era nel caso precedente, che portano all'infragilimento del giunto.

Micrograficamente si apprezzano bene nella Figura 1.9 le ZTA dei due materiali base con una struttura a grano ingrossato tipica di questa zona, anche se in questo caso il trattamento termico di distensione è unico. Anche in questo caso si può notare la differenza di ingrossamento del grano tra i due materiali dovuta alla differenza di struttura metallurgica di partenza di ambedue, ma la stessa è più marcata data la assenza dei PWHT separati. Questo si può osservare bene nell'immagine di SX, dove per il MB 461TS il fenomeno d'ingrossamento del grano è più marcato.

Nella Figura 1.8 si apprezza molto meglio rispetto al caso precedente la struttura dendritica colonnare "austenitica" tipica delle ZF in leghe di Ni descritta prima, in questo caso l'attacco acido evidenzia meglio la struttura dato che la stessa è "sensibilizzata" dal trattamento termico subito.

Prove relative al Caso 3: Saldatura con tecnica di imburraggio con lega di Ni tipo 2 (Tallone di qualifica E-001)

I controlli non distruttivi in accordo alla tabella 1.4 hanno dato risultati tutti soddisfacenti. In Tabella 1.8 sono riassunti i risultati ottenuti sul tallone in oggetto.

PROVA	ACCETTABILITA'	ROTTURA	DEV. ST.
Trazioni trasversali (MPa)	No.4 Soddisfacenti Valori 688 - 689 - 700 - 701	Zona fusa	6,95
Trazioni trasversali a 350 °C (MPa)	No.1 – Valore 555	Lato imburaggio MB 461TS	
Prova di piega longitudinale	No.2 Soddisfacenti		
Prova di resilienza a +22 °C in:	(Joule)		
- MB 12TS	Valore medio 48 – Minimo 46		4,04
- ZTA 12TS	Valore medio 93 – Minimo 90		2,52
- ZTA 461TS	Valore medio 135 – Minimo 125		9,17
- MB 461TS	Valore medio 204 – Minimo 202		2,00
Prova di durezza (HV10)	Soddisfacente – Valori massimi		
- MB 461TS	230		2,39
- ZTA 461TS	363		62,15
- Imburaggio lato 461TS	268		29,66
- ZF	259		28,34
- Imburaggio lato 12TS	267		24,41
- ZTA 12TS	295		25,24
- MB 12TS	254		1,66
Esame macrografico	Soddisfacente		
Esame micrografico	Soddisfacente		

Tab.1.8 - Risultati delle prove eseguite sul tallone di qualifica E-001

A seguito le immagini degli esami macro e micrografici eseguiti sul tallone E-001

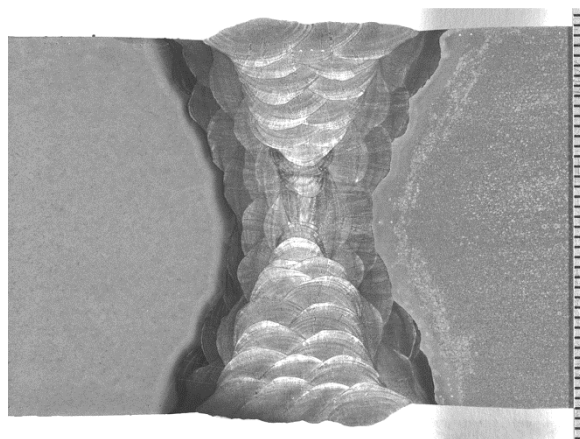


Fig.1.10 - Macrografia a SX lato MB 461TS a DX lato MB 12TS
Attacco Acido Ossalico + Vilella + Persolfato di Ammonio

Per tutte le seguenti micrografie è stato usato un ingrandimento di 100X e attacco acido come descritto in didascalia.

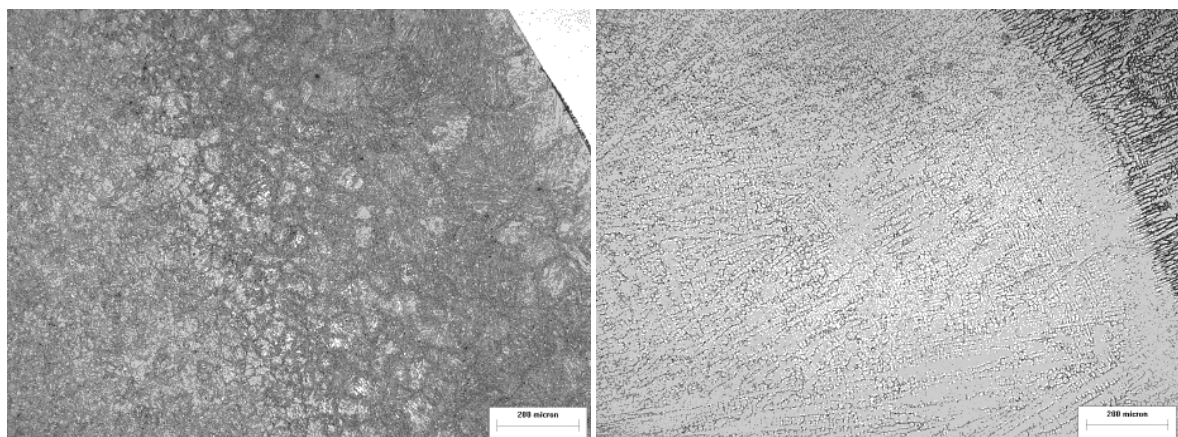


Fig.1.11 - Micrografia lato 461TS. A SX ZTA MB a DX Imburaggio
Attacco acido: SX Nital 2 – DX Acido Ossalico

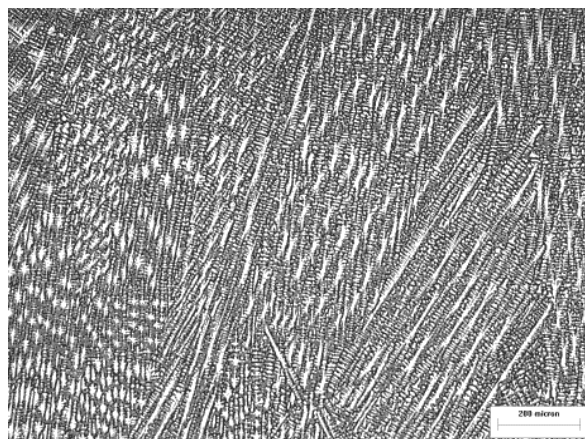


Fig.1.12 - Micrografia ZF. Attacco acido: Acido Ossalico

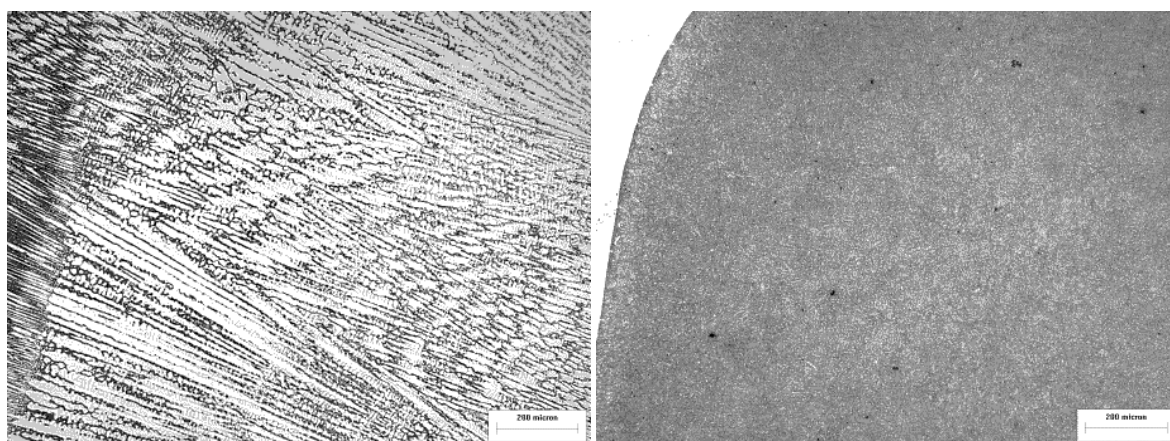


Fig.1.13 - Micrografia lato 12TS. A SX Imburaggio a DX ZTA MB
Attacco acido: SX DX Acido Ossalico – DX Vilella

I valori della prova di trazione trasversale a temperatura ambiente sono di poco sopra l'accettabilità. Questi risultati non fanno che confermare quanto dedotto per il caso 1.

A differenza del materiale d'apporto in lega di Ni tipo 1, il materiale d'apporto in questo caso ha composizione chimica più simile al MB dato il suo minore contenuto di Nichel e questo ha fatto sì che i fenomeni di infragilimento siano minimizzati permettendo a un MA teoricamente con caratteristiche meccaniche più basse degli stessi MB di ottenere sul giunto di saldatura valori di trazione accettabili, anche se di poco sopra i minimi richiesti.

Le zone di rottura delle trazioni trasversali sono diverse tra il provino a temperatura ambiente (ZF) e quello ad alta temperatura (Lato imburaggio MB 461TS). Da notare che anche il valore di trazione ad alta temperatura è superiore a quello ottenuto nel caso 1, che conferma quanto espresso prima.

Micrograficamente nelle Figure 1.11 SX e 1.13 DX (Alla pari del Caso 1) si apprezzano le ZTA dei due materiali base con una struttura a grano ingrossato dopo aver subito separatamente i trattamenti termici di distensione mirati per i singoli materiali. E' interessante notare la differenza di colorazione delle strutture prodotte dell'attacco acido diverso eseguito su ogni zona, questo ha permesso di evidenziare meglio le singole strutture.

In modo simile al Caso 1 nella Figura 1.11 di SX si vede la progressione dell'ingrossamento del grano bainitico e nella Figura 1.13 di DX si apprezza lo stesso fenomeno pero con l'ingrossamento questa volta della struttura aciculare martensitica.

Nelle Figure 1.11 di DX e 1.13 di SX si può notare la netta differenza di colorazione che evidenzia la separazione tra il materiale fuso che compone gli imburaggi già trattati termicamente e il materiale della ZF allo stato come saldato. Queste zone non presentano un'evidente differenza di struttura metallurgica. In tutte si presenta una struttura dendritica colonnare tipica delle zone fuse in leghe di Ni. In questo caso la differenza di composizione chimica del MA rende molto meglio la struttura metallurgica dopo l'attacco acido.

Nella Figura 1.12 si apprezza struttura descritta prima per la ZF.

Prove relative al Caso 4: Saldatura di unione direttamente con lega di Ni tipo 2 (Tallone E-002)

I controlli non distruttivi in accordo alla tabella 1.4 hanno dato risultati tutti soddisfacenti. In Tabella 1.9 sono riassunti i risultati ottenuti sul tallone in oggetto.

PROVA	ACCETTABILITA'	ROTTURA	DEV. ST.
Trazioni trasversali (MPa)	No.2 Soddisfacenti Valori 721 - 724	Zona fusa	2,12
Trazioni trasversali a 350 °C (MPa)	No.1 – Valore 603	Zona fusa	
Prova di piega longitudinale	No.2 Soddisfacenti		
Prova di resilienza a +22 °C in:	(Joule)		
- MB 12TS	Valore medio 53 – Minimo 50		2,65
- ZTA 12TS	Valore medio 72 – Minimo 65		5,77
- ZTA 461TS	Valore medio 99 – Minimo 97		3,21
- MB 461TS	Valore medio 225 – Minimo 214		9,24
Prova di durezza (HV10)	Soddisfacente – Valori massimi		
- MB 461TS	237		2,73
- ZTA 461TS	327		42,90
- ZF	224		14,75
- ZTA 12TS	325		29,17
- MB 12TS	264		3,74
Esame macrografico	No1. Soddisfacente + No.1 Non soddisfacente	Presenza di microcricche in ZF	
Esame micrografico	Soddisfacente		

Tab.1.9 - Risultati delle prove eseguite sul tallone di qualifica E-002

A seguito le immagini degli esami macro e micrografici eseguiti sul tallone E-002

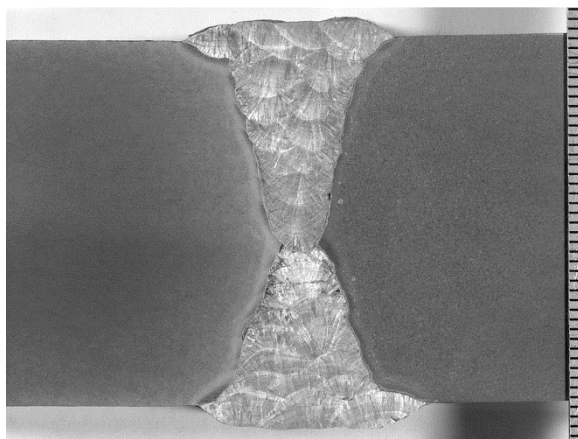


Fig.1.14 - Macrografia a SX lato MB 461TS a DX lato MB 12TS
Attacco Acido Ossalico + Soluzione alcolica di acido picrico e cloridrico + Persolfato di Ammonio

Per tutte le seguenti micrografie è stato usato un ingrandimento di 100X e attacco acido come descritto in didascalia.

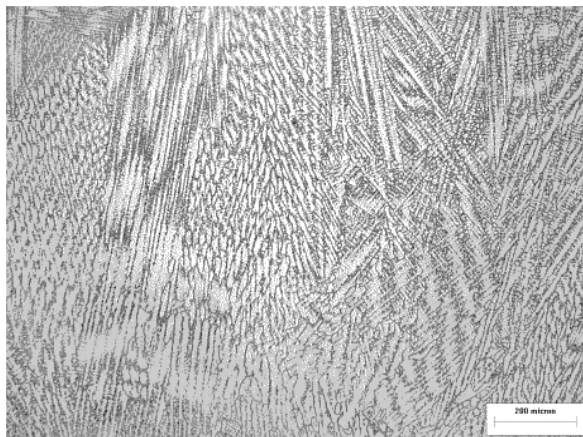


Fig.1.15 - Micrografia ZF. Attacco acido: Acido Ossalico

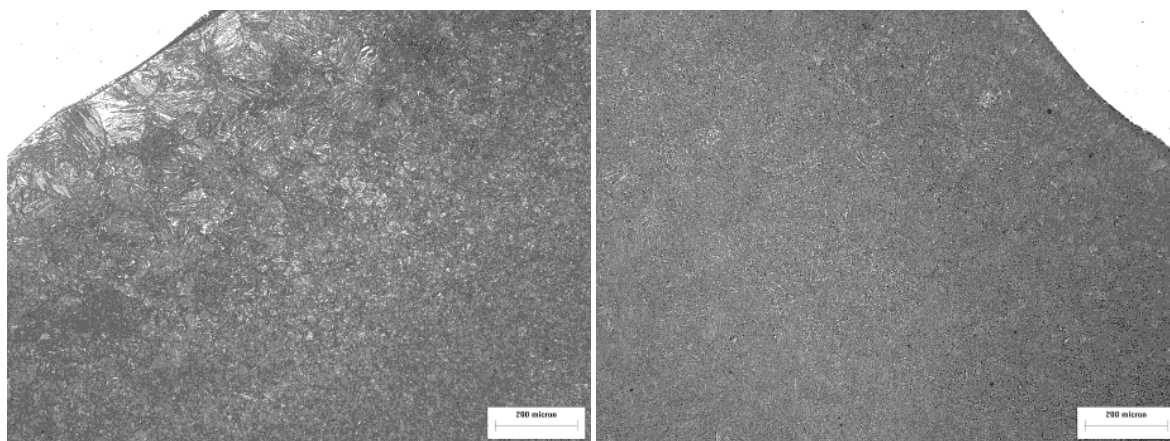


Fig.1.16 - Micrografia. Rispettivamente a SX ZTA 461TS e a DX ZTA 12TS
Attacco acido: SX Nital 2 – DX Soluzione alcolica di acido picrico e cloridrico

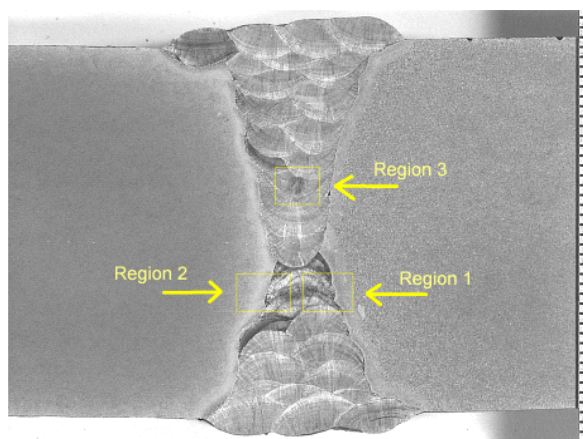


Fig.1.17 - Macrografia No.2 – Microcricche in ZF
Attacco Acido Ossalico + Soluzione alcolica di acido picrico e cloridrico + Persolfato di Ammonio

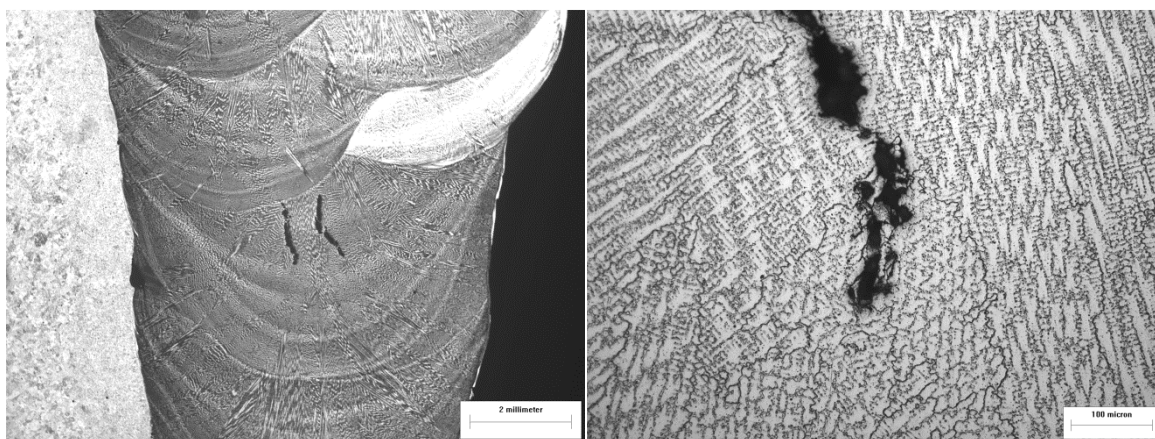


Fig.1.18 - Micrografie di dettaglio delle microcricche in ZF. Attacco acido: Acido Ossalico
Ingrandimento: DX 12,5X – SX 200X

Il tallone presenta tutti i provini di trazioni rotti nella ZF. I carichi di rottura a trazione ottenuti sono maggiori di quelli ottenuti nel caso 3, simili ai risultati ottenuti nel tallone del caso 2 e anche il delta di incremento del carico di rottura è simile a quello ottenuto nel caso 1. Tutto ciò riconferma le considerazioni sulla correttezza della tecnica di saldatura con MA direttamente vista in bibliografia.

L'analisi macrografica su uno dei due provini ha messo in evidenza la presenza di microcricche in centro alla ZF; siamo in presenza di microcricche a caldo che sono un difetto tipico di questa tipologia di materiali d'apporto. Sono generate dall'accumulo, in fase di saldatura, di basso fondenti con carico di snervamento minore di quello del materiale d'apporto. A causa delle tensioni di ritiro della saldatura stessa, succede che il carico di tensione localizzato in questi accumuli superi il suo proprio valore di snervamento provocando il difetto.

Anche se presente, non lo riteniamo una difettosità così grave da scartare il tallone perché si è presentato solo in un provino e tutte le altre prove che hanno testato la ZF hanno dato risultati soddisfacenti.

Questi difetti inoltre non sono stati evidenziati nel controllo rx, anche se questo è attribuibile alle loro dimensioni molto piccole che possono scappare o venire interpretate falsamente nelle lastre radiografiche fatte.

Micrograficamente si apprezzano nella Figura 1.16 le ZTA dei due materiali base con una struttura a grano ingrossato tipica di questa zona, anche se in questo caso il trattamento termico di distensione è unico (Alla pari del Caso 2). Nella Figura 1.15 si presenta la struttura dendritica colonnare tipica delle ZF in leghe di Ni già descritta per il caso precedente. In questo caso la differenza di composizione chimica del MA rende molto meglio la struttura metallurgica della ZF dopo l'attacco acido, anche se la struttura è "sensibilizzata" dal trattamento termico subito.

Prove relative al Caso 5: Saldatura di unione direttamente con lega in acciaio inossidabile martensitico (Tallone E-003)

I controlli non distruttivi in accordo alla tabella 1.4 hanno dato risultati tutti soddisfacenti. In Tabella 1.10 sono riassunti i risultati ottenuti sul tallone in oggetto.

PROVA	ACCETTABILITA'	ROTTURA	DEV. ST.
Trazioni trasversali (MPa)	No.2 Satisfacenti Valori 756	Materiale base 461TS	13,44
Trazioni trasversali a 350 °C (MPa)	No.1 – Valore 653	Zona fusa	
Prova di piega longitudinale	No.2 Non satisfacenti	Cricche più lunghe di 3 mm	
Prova di resilienza a +22 °C in:	(Joule)		
- MB 12TS	Valore medio 51 – Minimo 47		3,51
- ZTA 12TS	Valore medio 22 – Minimo 19	Non satisfacenti, sotto l'accettabilità.	2,65
- ZTA 461TS	Valore medio 56 – Minimo 43		12,53
- MB 461TS	Valore medio 186 – Minimo 177		9,00
Prova di durezza (HV10)	Satisfacente – Valori massimi		
- MB 461TS	238		3,93
- ZTA 461TS	311		35,41
- ZF	306		8,93
- ZTA 12TS	260		4,33
- MB 12TS	264		2,65
Esame macrografico	Satisfacente		
Esame micrografico	Satisfacente		

Tab.1.10 - Risultati delle prove eseguite sul tallone di qualifica E-003

A seguito le immagini degli esami macro e micrografici eseguiti sul tallone E-003

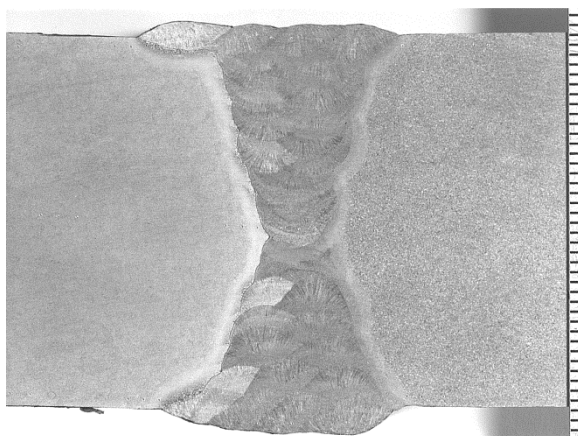


Fig.1.19 - Macrografia a SX lato MB 461TS a DX lato MB 12TS
Attacco Vilella + Persolfato di Ammonio

Per tutte le seguenti micrografie è stato usato un ingrandimento di 100X e attacco acido del tipo: Vilella.

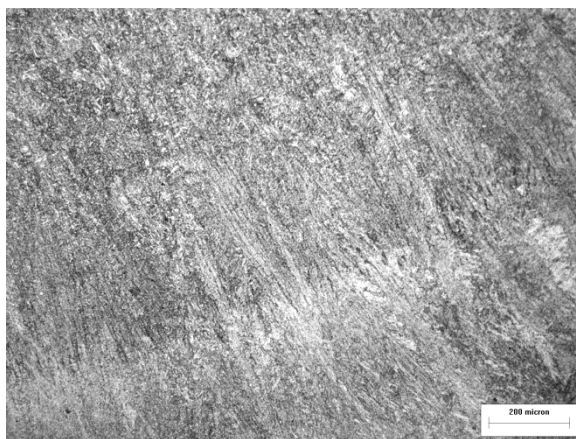


Fig.1.20 - Micrografia ZF

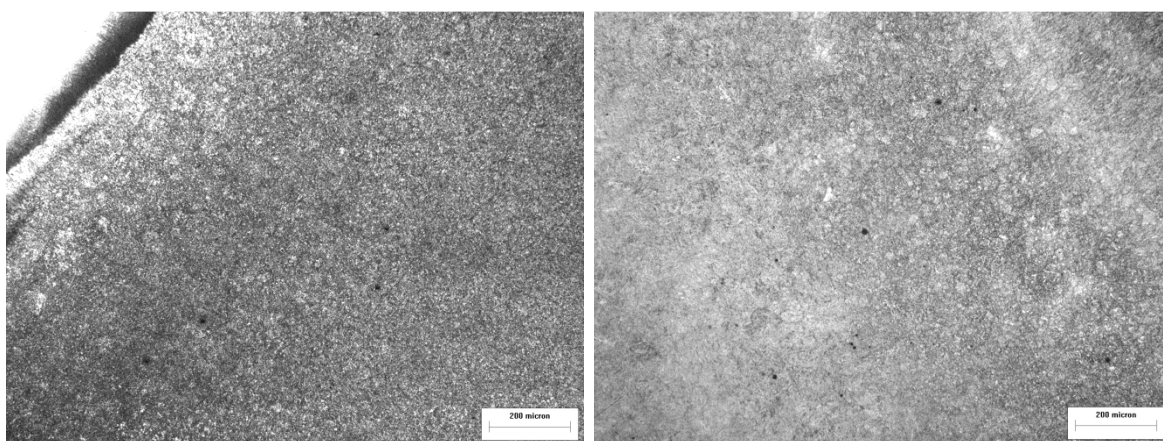


Fig.1.21 - Micrografia. Rispettivamente a SX ZTA 461TS e a DX ZTA 12TS

I carichi di rottura ottenuti in questo caso sono i più alti di tutti i casi in esame, sia a temperatura ambiente che a caldo, confermando i risultati attesi per una lega di questo tipo.

La composizione chimica del materiale d'apporto faceva attendere una ZF a matrice prevalentemente martensitica che comportasse carichi di rottura elevati a tutte le condizioni. Nella Figura 1.20 si apprezza molto bene questa struttura dendritica colonnare di tipo martensitico aciculare attesa.

Micrograficamente nella Figura 1.21 si vedono le ZTA dei due materiali base con la tipica struttura a grano ingrossato, tenendo in conto che in questo caso il trattamento termico di distensione è unico. Anche in questo caso si può notare la differenza d'ingrossamento del grano tra i due materiali dovuta alla differenza di struttura metallurgica di partenza di ambedue e alla temperatura di permanenza di compromesso scelta per il PWHT.

Abbiamo che i valori di resilienza nella ZTA lato 12TS sono bassi (sotto l'accettabilità) e quelli di durezza sono alti sia in ZF sia in ZTA lato 12TS; questo conferma che la struttura martensitica è dura e fragile a tutte le temperature. Inoltre il PWHT eseguito, con una temperatura bassa per questo tipo di acciaio, non ha permesso di rinvenire completamente tutta la martensite prodotta dando luogo ai risultati ottenuti.

Le immagini micrografiche della Figura 1.20 e 1.21 non fanno che confermare la struttura descritta prima. Le zone di rottura delle trazioni trasversali a temperatura ambiente (Lato 461TS) sono congruenti con quanto descritto sopra perché il contributo in quella zona del MB 461TS è inferiore dato il carico di rottura più basso del materiale base stesso.

Le zone di rottura delle trazioni trasversali a temperatura ambiente (Lato 461TS) sono anche queste congruenti perché il contributo in quella zona del MB 461TS è inferiore dato il carico di rottura più basso del materiale base stesso.

Le prove di piega hanno dato risultati non soddisfacenti per la presenza di cricche più lunghe di 3 mm nell'interfaccia ZF-ZTA. Il fallimento delle prove di piega è dovuto ancora alla scarsa duttilità data dalla presenza della struttura martensitica non rinvenuta.

Prove relative al Caso 6: Saldatura di unione direttamente con lega in acciaio al carbonio basso legato (Tallone E-004)

I controlli non distruttivi in accordo alla tabella 1.4 hanno dato risultati tutti soddisfacenti. In Tabella 1.11 sono riassunti i risultati ottenuti sul tallone in oggetto.

PROVA	ACCETTABILITA'	ROTTURA	DEV. ST.
Trazioni trasversali (MPa)	No.4 Soddisfacenti Valori 727 - 728 - 745 - 748	Materiale base 461TS	11,05
Trazioni trasversali a 350 °C (MPa)	No.1 – Valore 631	Materiale base 461TS	
Prova di piega longitudinale	No.2 Soddisfacenti		
Prova di resilienza a +22 °C in:	(Joule)		
- MB 12TS	Valore medio 50 – Minimo 48		2,08
- ZTA 12TS	Valore medio 47 – Minimo 44		4,62
- ZTA 461TS	Valore medio 141 – Minimo 134		11,02
- MB 461TS	Valore medio 192 – Minimo 189		5,20
Prova di durezza (HV10)	Soddisfacente – Valori massimi		
- MB 461TS	227		3,75
- ZTA 461TS	336		36,96
- ZF	260		20,96
- ZTA 12TS	327		49,47
- MB 12TS	260		0,97
Esame macrografico	Soddisfacente		
Esame micrografico	Soddisfacente		

Tab.1.11 - Risultati delle prove eseguite sul tallone di qualifica E-004

A seguito le immagini degli esami macro e micrografici eseguiti sul tallone E-004

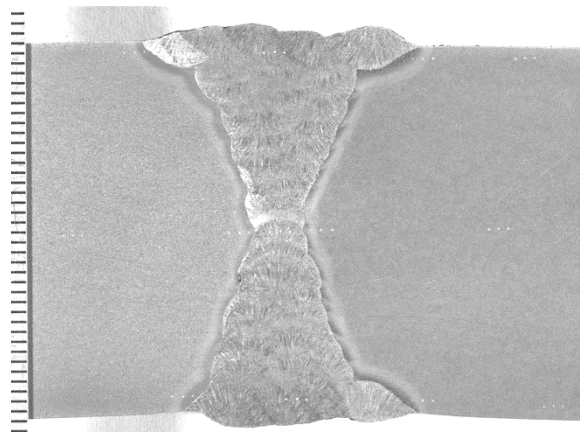


Fig.1.22 - Macrografia a SX lato MB 461TS a DX lato MB 12TS
Attacco Vilella + Persolfato di Ammonio

Per tutte le seguenti micrografie è stato usato un ingrandimento di 100X e attacco acido come descritto in didascalia.

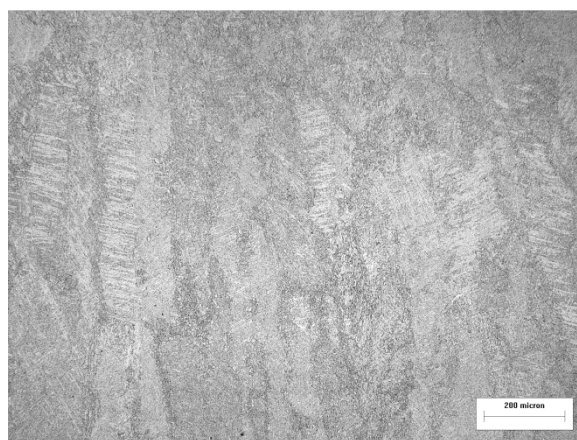


Fig.1.23 - Micrografia ZF. Attacco acido: DX Vilella

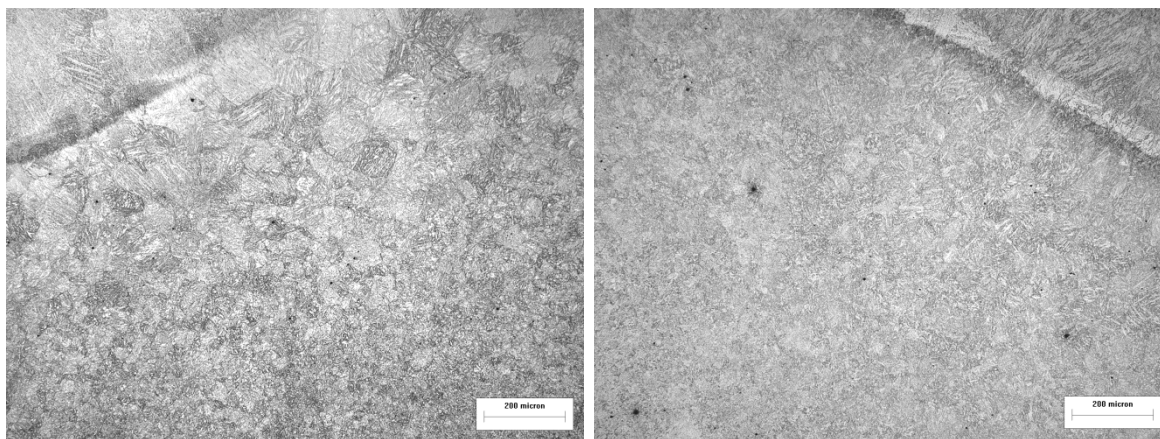


Fig.1.24 - Micrografia. Rispettivamente a SX ZTA 461TS e a DX ZTA 12TS
Attacco acido: SX Nital 2 – DX Vilella

In questo caso tutte le trazioni si sono rotte nel MB lato 461TS. Era quello che ci si attendeva, poiché, tra tutte le leghe coinvolte, per questa erano previsti i carichi più bassi. Comunque non è soggetta a fenomeni d'infragilimento e i valori di trazione ottenuti sono sorprendentemente alti a temperatura ambiente. Per la trazione a caldo il valore è alto, secondo solo al caso 5, dimostrando nuovamente le ottime caratteristiche a temperature elevate di queste leghe. In media questo è il tallone che ha dato i migliori risultati complessivi.

Anche in questo caso la composizione chimica del materiale d'apporto faceva attendere una ZF a matrice prevalentemente martensitica. Nella Figura 1.23 si apprezza la struttura dendritica colonnare di tipo martensitico, ma per questo tallone la struttura è a bande e meno fina di quella del Caso 5.

Micrograficamente nella Figura 1.24 si vedono le ZTA dei due materiali base con la tipica struttura a grano ingrossato. Anche in questo caso si può notare bene la differenza d'ingrossamento del grano tra i due materiali dovuta alla differenza di struttura metallurgica di partenza di ambedue e alla temperatura di permanenza di compromesso scelta per il PWHT.

Riassunto delle prove relative a tutti i casi in esame

Nella Tabella 1.12 sono riassunti i risultati ottenuti su tutti i talloni in oggetto. In rosso sono evidenziati i valori ottenuti sotto l'accettabilità o prove non soddisfacenti.

CASO	1	3	2	4	5	6
PROVA / TALLONE	B-171	E-001	B-172	E-002	E-003	E-004
Trazioni trasversali (MPa) – Min.	670	689	744	721	756	727
Trazioni trasversali a 350 °C (MPa)	539	555	618	603	653	631
Prova di piega longitudinale	OK	OK	OK	OK	KO	OK
Prova di resilienza a +22 °C in:	Valore medio (Joule)					
- MB 12TS	55	48	44	53	51	50
- ZTA 12TS	103	93	53	72	22	47
- ZTA 461TS	165	135	200	99	56	141
- MB 461TS	142	204	172	225	186	192
Prova di durezza (HV10)	Valori massimi					
- MB 461TS	251	230	247	237	238	227
- ZTA 461TS	360	363	370	327	311	336
- Imburraggio lato 461TS	268	268	/	/	/	/
- ZF	283	259	233	224	306	260
- Imburraggio lato 12TS	258	267	/	/	/	/
- ZTA 12TS	272	295	345	325	260	327
- MB 12TS	256	254	268	264	264	260
Esame macrografico	OK	OK	OK	KO	OK	OK
Esame micrografico	OK	OK	OK	OK	OK	OK

Tab.1.12 - Riassunto risultati delle prove eseguite sui tutti i talloni di qualifica

I valori di trazione, resilienza e durezza espressi in maniera grafica sono più esplicativi. In seguito si riportano i rispettivi grafici (Figure 1.25, 1.26 e 1.27).

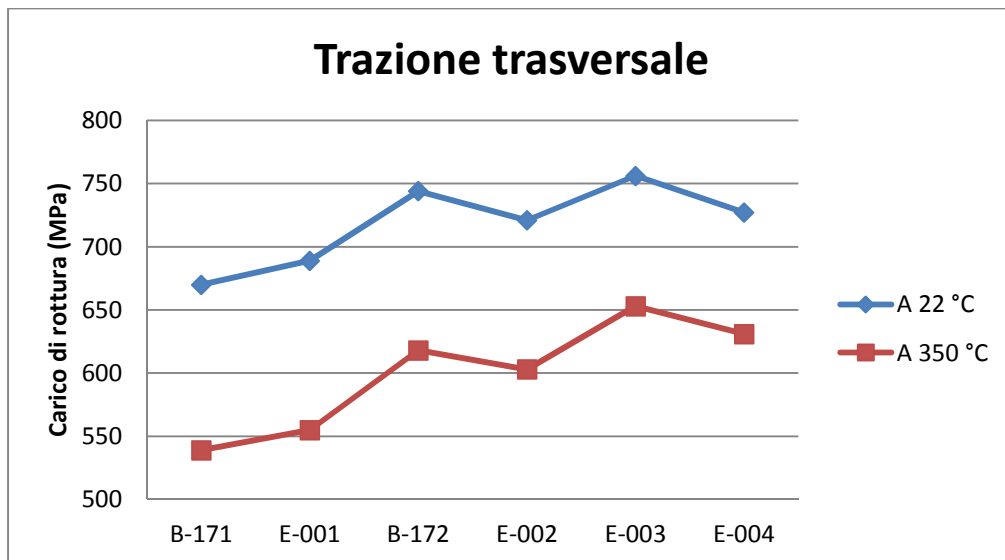


Fig.1.25 - Grafico dei valori di trazione

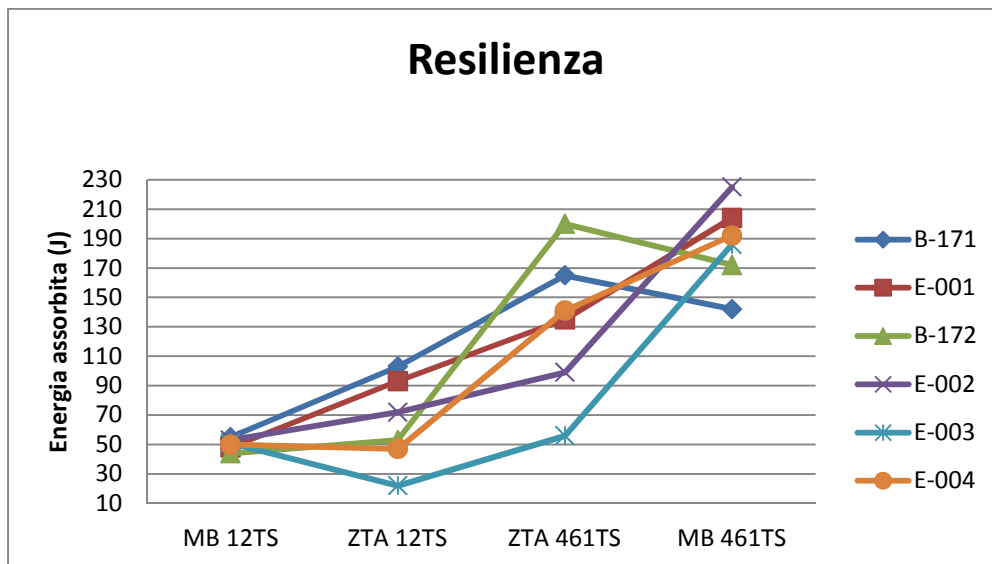


Fig.1.26 - Grafico dei valori di resilienza

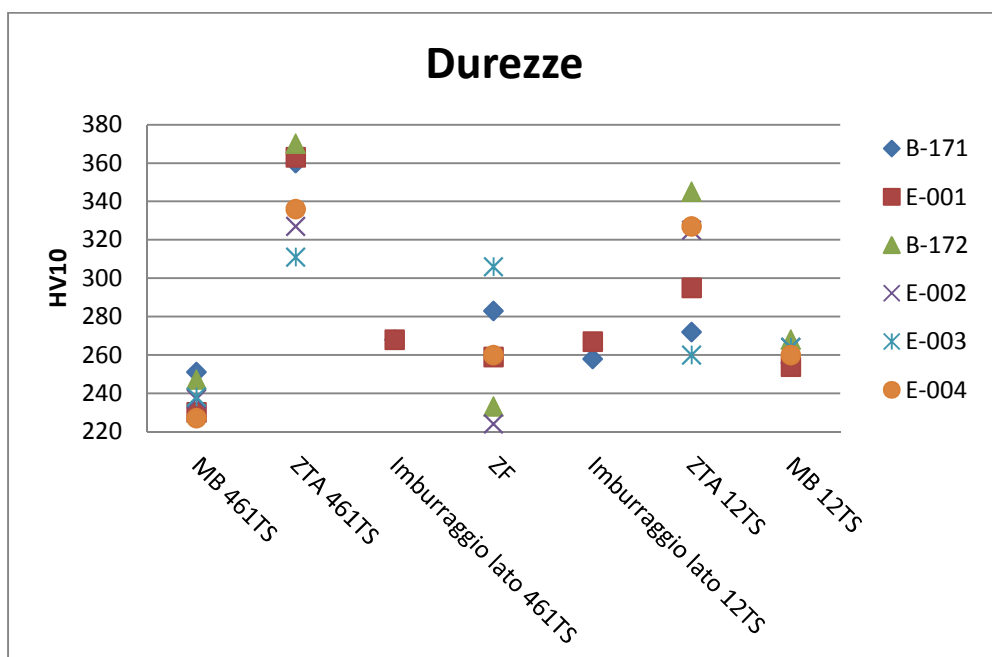


Fig.1.27 - Grafico dei valori di durezza

I maggiori carichi di rottura nelle prove di trazione trasversale sia a temperatura ambiente che a caldo sono quelli ottenuti dal caso 5. Ci si aspettavano valori alti per questo caso, ma ritrovarsi con valori più alti ancora di quelli ottenuti con i casi saldati con i materiali in lega di Ni non fa che confermare ancora la conclusione dell'infragilimento da migrazione di C e Cr nei casi dove è stata usata la lega di Ni.

A questo proposito è importante anche segnalare che i carichi più bassi sono stati ottenuti con il caso 1, che per conformazione del giunto, era quello maggiormente predisposto ai meccanismi di infragilimento.

E' interessante notare come il delta di carico tra i valori di trazione a temperatura ambiente e a caldo sia abbastanza costante per tutti i casi, circa un 100 MPa (Vedi Figura 1.25), denotando la similitudine di comportamento tra tutte le leghe. Questo era uno dei punti di maggior interesse per la scelta dei materiali d'apporto.

Le prove di piega longitudinale hanno dato esito positivo e i valori di resilienza ottenuti sono tutti accettabili salvo per il caso 5. Questo conferma la buona duttilità e tenacità dei giunti testati. Per il caso 5, la mancanza di un corretto rinvenimento fa decadere fortemente la duttilità e tenacità che sono due proprietà fortemente collegate causando la non accettabilità.

E' invece interessante notare la costanza dei valori di resilienza ottenuti nel materiale base 12TS per tutti i casi, a dimostrazione della bontà del materiale di partenza e del fatto che il PWHT non ha per niente agito sulle caratteristiche meccaniche del MB come previsto per un trattamento a così bassa temperatura.

I valori medi di durezza sono paragonabili tra le prove e sempre ubicati nelle stesse zone.

Non ci sono evidenze di microstrutture indesiderate o dannose su ambedue i lati del giunto. Fase sigma, segregazioni di carburi a bordo grano o ingrossamenti anormali del grano stesso sono assenti in tutti i talloni. Questo è un indice molto importante che sta a sottolineare la bontà della progettazione e dei parametri della procedura di saldatura.

I risultati evidenziano prevalentemente un decadimento nelle caratteristiche meccaniche del lato 461TS e prevalenza di strutture dure in ZTA lato 461TS. Questo probabilmente dipende in gran parte dai parametri di trattamento termico a una temperatura considerata alta per il MB.

Il decadimento delle caratteristiche tensili era atteso, come sempre accade quando si sovratratta un materiale, ma sorprende che i valori di durezza siano così alti, anche se accettabili. Questo si può spiegare con il fatto che la struttura originale a grano molto fine del 461TS ha prodotto dopo saldatura e PWHT una struttura di martensite rinvenuta molto fine, dura e tenace. Ottenere un insieme di caratteristiche tensili, duttili e di tenacità di questo tipo è il maggior obiettivo di una procedura di saldatura di questo genere; però le durezze più elevate della media comunque non vanno a indebolire le altre caratteristiche, come dimostrano le altre prove eseguite.

Tabella comparativa costo contro reperibilità dei materiali d'apporto usati

Tipo materiale d'apporto	Costo (€/kg)	Reperibilità
Lega di Ni tipo 1	Alto	Alta
Lega di Ni tipo 2	Molto alto	Bassa
Lega in acciaio inossidabile martensitico	Medio	Media
Lega in acciaio al carbonio basso legato	Basso	Alta

Tab.1.13 - Comparativa costo contro reperibilità dei materiali d'apporto usati

L'analisi di costo e reperibilità per il materiale d'apporto (vedasi Tabella 1.13) indica che la scelta più conveniente dal punto di vista economico è quella di usare il materiale d'apporto in lega in acciaio al carbonio basso legato.

Era ovvio sin dall'inizio che la conclusione fosse questa, perché questa è la lega più povera di elementi leganti e di conseguenza la meno costosa; in più è un materiale di uso comune per la saldatura degli acciai basso legati per impieghi in tutti gli ambienti del settore metalmeccanico. Ha quindi un ampio mercato, ed è prodotto da tutti le maggiori case e pertanto reperibile con facilità e tempi brevi.

Valorizzazione comparativa dei casi in esame

Nella Tabella 1.14 sono valorizzati tutti i risultati ottenuti su tutti i talloni in oggetto, secondo la seguente scala di valore:

Per le prove meccaniche si assegna un valore da 1 al 6 in funzione di una scala decrescente dal miglior valore ottenuto in ogni singola prova. Si assegna 0 nel caso di valore non accettabile e 0.5 addizionale al valore che più si avvicina alla media di tutti i valori ottenuti.

Per gli esami di piega, macro e micrografia si assegna il valore in conformità a un criterio tipo passa non passa, 1 se la prova è Soddisfacente, 0 se la prova è Non soddisfacente.

Per i fattori legati al materiale d'apporto (MA) si assegna un valore da 1 al 3 in una scala crescente in base al criterio di minore costo e più facile reperibilità.

CASO	1	3	2	4	5	6
PROVA / TALLONE	B-171	E-001	B-172	E-002	E-003	E-004
Trazioni trasversali a 22 °C	0	2	5	3,5	6	4
Trazioni trasversali a 350 °C	1	2	4	3,5	6	5
Pieghe longitudinali	1	1	1	1	0	1
Prova di resilienza						
- MB 12TS	6	2	1	5	4	3,5
- ZTA 12TS	6	5	3	4,5	0	2
- ZTA 461TS	5	3,5	6	2	1	4
- MB 461TS	1	5	2	6	3,5	4
Prova di durezza						
- MB 461TS	1	5	2	4	3,5	6
- ZTA 461TS	3	2	1	5	6	4,5
- Imburraggio lato 461TS	1	1				
- ZF	2	4	5	6	1	3,5
- Imburraggio lato 12TS	1	1				
- ZTA 12TS	5	4,5	1	2	6	3
MB 12TS	5	6	1	3	3	4,5
Macrografia	1	1	1	0	1	1
Micrografia	1	1	1	1	1	1
MA - Costo	1	1	1	1	2	3
MA - Reperibilità	3	1	3	1	2	3
TOTALE PUNTEGGIO	44	48	38	48,5	46	53

Tab.1.14 - Riassunto valorizzazione comparativa sui tutti i talloni di qualifica

La tabella 1.14 evidenzia come la procedura più performante sia quella del caso 6. Questo può sembrare sorprendente dal punto di vista dell'analisi teorico/bibliografico perché tutto tendeva a far pensare che la scelta migliore fosse l'uso della lega di Ni; ma quanto ottenuto dalle prove meccaniche, metallografiche e le conclusioni sopra citate contraddicono la teoria. Ciò conferma i dati delle specifiche di fabbricazione per casi simili esaminate al momento della progettazione della procedura di saldatura.

1.5 CONCLUSIONI

Come conclusione finale possiamo dire con certezza che la scelta migliore per eseguire la saldatura tra l'albero-rotore fucinato pretornito in 461TS e la corona palare prelaborata in 12TS della De Pretto Industrie è il caso studiato no. 6; il quale prevede l'uso del materiale d'apporto in lega di acciaio al carbonio basso legato, che garantisce e connubia le caratteristiche tecnologiche-meccaniche richieste e contemporaneamente è industrialmente ed economicamente adatto alle necessità e capacità produttive della nostra azienda.

Questa è una sorpresa dal lato delle caratteristiche tecnologiche-meccaniche ottenute, già che i risultati sono molto al di sopra delle aspettative. Il fatto che sia il materiale d'apporto più economico e di facile reperibilità rende questa scelta in più vantaggiosa dal lato organizzativo e finanziario della costruzione saldata.

La scelta del caso 6 viene confermata dalle esperienze reali di fabbricazione per casi simili nei dati raccolti da altri produttori di turbine, a dimostrazione che chi prima di noi ha affrontato queste problematiche ha raggiunto conclusioni simili alle nostre.

La progettazione della procedura di saldatura e di tutti i suoi parametri si è dimostrata corretta per ottenere con successo risultati soddisfacenti in tutti i casi studiati. A dimostrazione dell'accurato esame e analisi dei requisiti fatta.

Scenari possibili

Supponiamo che si costruisca un rotore saldato con le modalità descritte da questo studio, che si monti la macchina e che questa lavori per il periodo tipico di 10 anni prima della prima fermata di manutenzione totale della turbina. A questo punto può succedere di dover eseguire l'operazione tipica di ripaletatura del rotore. In questo caso ci ritroveremmo per gli stadi saldati a dover tagliare completamente tutta la corona palare, rilavorare il disco palare, risaldate una nuova corona e trattare termicamente la nuova saldatura.

Per le problematiche analizzate nella fase di definizione delle condizioni in produzione, descritte al capitolo 1.2, esiste il rischio concreto sul rotore dopo PWHT in forno di deformazioni dimensionali assolutamente inaccettabili per le tolleranze richieste. Questo ci fa porre il quesito di come ritrattare la nuova saldatura. Esiste sicuramente la possibilità di ritrattare localmente con sistemi dedicati solo la zona saldata e dopo rilavorare le superfici di tenuta per compensare, le pur poche, deformazioni indotte dalla saldatura.

L'alternativa esiste ed è all'origine in fase di progettazione del rotore stesso: è quella di scegliere comunque di fare la saldatura di unione albero-corona usando la procedura d'imburraggio, come per il caso 2. In questo caso la nuova saldatura per la ripaletatura potrebbe essere eseguita nuovamente con materiale d'apporto in lega di Ni senza la necessità di ritrattare termicamente. I risultati delle prove eseguite danno questa procedura come possibile.

Questa ipotesi di scenario comunque deve essere prima validata attraverso uno studio dedicato e approfondito perché i fenomeni di invecchiamento a cui sono soggetti nel tempo di esercizio i materiali base e d'apporto di un giunto così complesso sono un mix di fenomeni, tra cui lo scorrimento viscoso, la decarburazione, l'attacco da H₂ e da solfuri; risulta quasi impossibile predirne le caratteristiche finali.

A questo proposito potranno aiutare le nuove tecniche d'indagine, valutazione e predizione della vita residua dei materiali e componenti come quelle previste nei sistemi di "Fitness for Service, Risk based inspection e Asset Integrity Management" tanto utilizzati per il monitoraggio e predizione della manutenzione e vita residua negli impianti di raffinazione e petrolchimici.

Sviluppi della ricerca

Questa ricerca dovrà essere in futuro integrata con prove più specifiche sui casi in esame ritenuti più performanti. Queste prove saranno mirate a valutare caratteristiche tecnologiche che in questa sede per motivi di tempo e costo non sono state eseguite. Prove come quelle di fatica oligociclica, prove accelerate di resistenza allo scorrimento viscoso e altre produrrebbero informazioni molto utili per poter valutare molto più accuratamente l'idoneità della saldatura prevista e di conseguenza la vita utile e residua di un rotore di questo tipo.

Risultati pratici

Purtroppo, conclusa la ricerca, lo sviluppo del progetto di produzione della turbina da 2 MW della De Pretto Industrie è stato sospeso per ragioni contingenti di mercato per cui l'applicazione pratica della ricerca effettuata e le sue verifiche operative in esercizio non sono al momento possibili. Rimane comunque la soddisfazione di aver potuto verificare come quello che appare, a volte, teoricamente promettente sia poi contraddetto dalle esperienze pratiche.

1.6 BIBLIOGRAFIA

1. Laboratorio Prove Materiali San Marco, Test reports No. 31032, 31033, 33695, 33709, 33820, 37350 e 37375
2. ASME BPVC Sez. II Part. A & C, Edizione 2013
3. ASME BPVC Sez. IX & V, Edizione 2013
4. Saldatura per fusione, Vol.1, Istituto Italiano della Saldatura, Genova, Edizione 1995
5. Saldatura per fusione, Vol.2, Istituto Italiano della Saldatura, Genova, Edizione 1996
6. Istituto Italiano della Saldatura, "Dispense del corso di IWE/IWT, modulo di Metallurgia", 2011
7. Bohler Welding, "Filler Metals, Bestseller for Joining Applications", VoestAlpine, 2013
8. C. Cibaldi, "I criteri di scelta e di trattamento degli acciai da costruzione e da utensili", Editoriale Analisi di Cibaldi Dr. Cesare, 1990
9. ASM Handbook – Heat treating, Vol.4, ASM International, 1991
10. ASM Handbook – Welding, Vol.6, ASM International, 1991
11. R. Tomei, "Criteri di scelta degli acciai inossidabili in funzione degli impieghi", La Meccanica Italiana No.147 e 148
12. K. Kajikawa, S. Ganesh, K. Kimura, H. Kudo, T. Nakamura, Y. Tanaka, R. Schwant, F. Gatazka, Ling Yang, Forging for advanced turbine applications, development of multiple alloy rotor forging for turbine application, Ironmaking and Steelmaking, Vol.34 No.3, 2007
13. J.E. Indacochea, R.A. Seshadri, An analysis of creep damage in a welded low alloy steel rotor, Materials Science and Engineering, Vol. A234-236 pag. 555÷558, 1997
14. F. Mallano, "Appunti del corso di turbomacchine", Politecnico di Torino, Laurea a distanza in Ingegneria Meccanica – Corso di Macchine, pag. 65-92
15. G. Santucci, "Guida alle lezioni del corso di costruzione di macchine II – Parte prima", Università degli Studi di Roma "La Sapienza", Facoltà di Ingegneria, Corso di laurea di II livello in Ingegneria Meccanica, pag. 34-51
16. Pidatella, Ferrari Aggradi, Pidatella, "Corso di meccanica, macchine ed energia", Volume 2 Capitolo 30 Paragrafo 2, Edizione Zanichelli, 2012
17. M. Frodigh, Sandvik Materials Technology, "High alloyed duplex stainless steels – Aspects on welding and fabrication", Giornate nazionali di saldatura No.7, 2013
18. TMR Stainless, "Linee guida pratiche per la lavorazione di acciai inossidabili austeno-ferritici", International Molybdenum Association (IMO), 2011
19. Claes-Ove Pettersson, P. Stenvall, Z. Zhou, Sandvik Materials Technology, "High alloyed duplex & austenitic stainless steels – Aspects on welding and fabrication", Giornate nazionali di saldatura No.5, 2009
20. R.N. Gunn, Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications, Abington Publishing, Cambridge, England, 1997
21. Wikipedia, www.wikipedia.it
22. <http://www.energyclaims.net>
23. <http://www.petrolioegas.it>

Problematiche di produzione di stampati e forgiati in acciaio inossidabile

ASTM A182 F55

F. Bisaglia, M. Toniolo, J. Basoni, I. Calliari, E. Ramous

Nella presente memoria viene descritta la messa a punto del ciclo produttivo di due componenti in acciaio super duplex ASTM A182 F55, da realizzare uno mediante stampaggio ed uno mediante fucinatura. Verrà descritto il procedimento di deformazione plastica a caldo di entrambi i pezzi e il successivo trattamento termico al fine di ottenere le caratteristiche meccaniche e la microstruttura desiderata. I risultati ottenuti da queste prove dovranno fornire le basi per l'effettiva messa in produzione dei due componenti.

Parole chiave: Acciaio inox - Forgiatura - Lavorazioni plastiche a caldo - Trattamenti termici - Metallografia - Prove meccaniche

INTRODUZIONE

La particolarità del caso, oltre ovviamente alle difficoltà intrinseche poste dal tipo di acciaio scelto [1-4], consisteva nella richiesta da parte del cliente di valori di caratteristiche meccaniche finali superiori rispetto a quelle previste dalla normativa ASTM A182. Era quindi necessario progettare il ciclo produttivo e scegliere i parametri di processo più adatti a raggiungere i risultati richiesti. La forma dei due pezzi, un "fondo" ed un "cappello" di circa 1200 Kg ciascuno, è rappresentata nella Fig. 1.

La valutazione della morfologia dei pezzi e delle caratteristiche da ottenere, ha portato a decidere di eseguire il fondo mediante stampaggio e il cappello mediante fucinatura libera. Le problematiche principali da considerare nella fase di progettazione del ciclo di produzione, sono da ricercarsi nell'intervallo di temperature in cui il materiale può essere deformato per evitare il rischio di inneschi di rotture localizzate sugli spigoli dei pezzi. L'altra fase critica, viste le dimensioni dei pezzi, è il trattamento termico finale, nel quale il raffreddamento dopo la solubilizzazione deve essere adeguato a garantire la formazione della microstruttura ottimale.

F. Bisaglia

Attualmente RTM Breda - Carrè (VI)

M. Toniolo

Foc Ciscato - Seghe di Velo d'Astico (VI)

J. Basoni

De Pretto Industrie - Schio (VI)

I. Calliari, E. Ramous

*Dipartimento di Ingegneria Industriale
Università degli Studi di Padova (PD)*

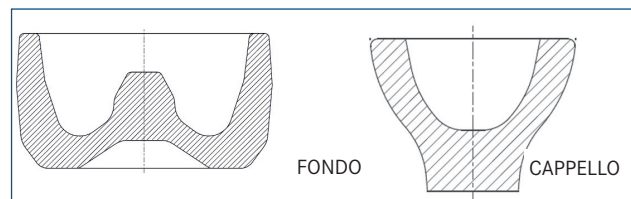


Fig.1 - Disegni grezzi dei pezzi.

Fig. 1 - Rough parts drawings.

PARTE SPERIMENTALE

Materia prima

Il materiale di partenza utilizzato è stato un tondo fucinato in F55 di diametro grezzo 500 mm, la cui analisi di colata è riportata nella Tabella 1, confrontata con la composizione prevista dalla normativa. Le caratteristiche meccaniche richieste sono riportate nella Tabella 2, messe a confronto con quelle minime previste dalla normativa ASTM.

Come si osserva è richiesto un carico di snervamento superiore e un determinato valore della resilienza a 20°C. Il materiale ASTM A182 F55 è caratterizzato dal forte rischio di formazione di precipitati e fasi intermetalliche nella fase di raffreddamento nell'intervallo di temperatura tra 1000÷600 °C. La fase di trattamento termico comportava quindi la maggiore criticità, incominciando dalla scelta delle temperature di solubilizzazione e dei tempi di permanenza in forno, valutati per entrambi i pezzi con il calcolo del diametro equivalente. Il raffreddamento è stato eseguito in vasche con forte agitazione dell'acqua prestando particolare attenzione al tempo di trasferimento tra il forno di trattamento e la vasca di raffreddamento.

	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	W	N ₂
ASTM A182 F55	0.030	1.00	0.030	0.010	1.00	6.0÷8.0	24.0÷26.0	3.0÷4.0	/	/	/	/
Colata 108839	0.012	0.55	0.023	0.0005	0.45	6.8	24.86	3.68	0.60	0.027	0.55	0.25

Tab. 1 - Composizione chimica dell'acciaio F55

Tab. 1 - Chemical composition of the F55 steel

	R _{p0,2} [N/mm ²]	R _m [N/mm ²]	A%	C%	KV [J] +20°C
Caratteristiche richieste dal Cliente	600	800	25	45	150
Caratteristiche norma ASTM	550	750÷900	25	45	Non prevista

Tab. 2 - Caratteristiche meccaniche

Tab. 2 - Mechanical properties

Preriscaldamento

È stato seguito lo stesso preriscaldamento per entrambi gli spezzoni di partenza utilizzati per la produzione del pezzo stampato e di quello forgiato. Si partiva in entrambi i casi da Ø500 x 830 mm. La prima fase prevista era l'abbattimento degli spigoli di macchina utensile. Segue preriscaldamento secondo il seguente ciclo:

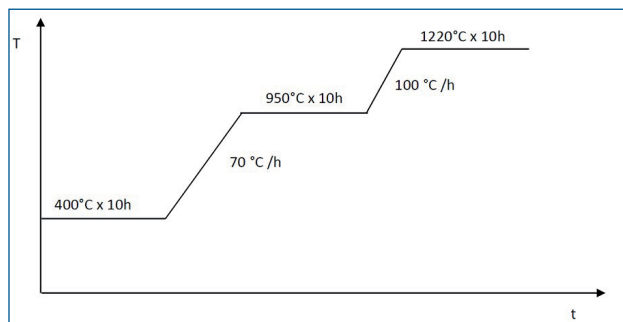


Fig. 2 - Grafico del preriscaldamento eseguito.

Fig. 2 - Forging preheat graph.

STAMPATO

Nel processo di stampaggio l'attenzione è stata focalizzata nell'utilizzo di attrezzature portate ad una temperatura tale da evitare un'eccessiva dispersione termica del pezzo nel corso della deformazione plastica; inoltre è stata seguita con estrema attenzione la preparazione superficiale delle attrezzature in modo che presentassero una rugosità bassa (circa 3,2 µm) e venissero adeguatamente lubrificate mediante una miscela di olio e grafite nel corso del processo produttivo.

Prima della ricalcatura le attrezzature sono state preriscaldate per evitare dispersione di calore eccessiva del pezzo. La fase di ricalcatura condotta ha portato il pezzo da H = 800 mm a H = 400 mm. Lo spezzone è stato quindi rimesso in forno a una T = 1250 °C. Il processo di stampaggio ha richiesto sei riprese di calda. In tutte le fasi del corso del processo la temperatura del pezzo è stata tenuta monitorata mediante misurazioni con un pirometro manuale. Segue fase di sbavatura.

Solubilizzazione

Il trattamento termico di solubilizzazione era la fase più critica per il materiale in questione essendo caratterizzato da forte rischio di formazione di precipitati e fasi intermetalliche nella fase di raffreddamento nell'intervallo di temperatura tra 1000÷600°C. Nella fase di trattamento termico è fondamentale la scelta delle temperature di solubilizzazione e dei tempi di permanenza in forno valutati per entrambi i pezzi attraverso il calcolo del diametro equivalente.

Per il componente stampato si è utilizzata una temperatura del forno di 1120°C, mantenendo il pezzo per 2,5 min/mm. Il raffreddamento è stato eseguito in acqua fortemente agitata.

Risultati relativi al pezzo stampato

Prove meccaniche

Le prove meccaniche eseguite hanno dato i seguenti risultati (Tabella 3).

Come si osserva il valore dello snervamento è vicino a quello richiesto della normativa, ma comunque è soddisfacente. Per rientrare nei limiti sarà sufficiente variare di poco le temperature e i tempi di trattamento.

	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	A%	C%	KV [J] +20°C	KV [J] -46°C
Caratteristiche Richieste dal Cliente	600	800	25	45	150	Non richiesta
Caratteristiche norma ASTM	550	750÷900	25	45	Non prevista	Non prevista
Dopo solubilizzazione	510	756	41.6	70.4	227-228-224	Non eseguita
Riprova	549	777	44.0	71.2	Non eseguita	73-85-60

Tab. 3 – Risultati delle prove meccaniche pezzo stampato

Tab. 3 – Close die forging piece mechanical testing results

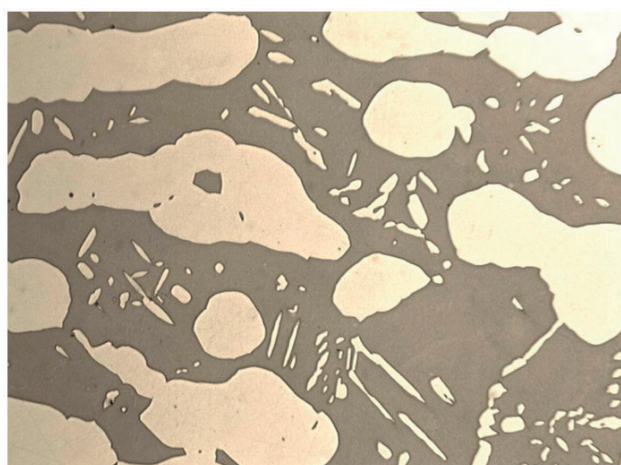


Fig. 3 - Esame metallografico su provino solubilizzato. Attacco elettrolitico con acido ossalico. Ingrandimento x200.

Fig. 3 – Metallographic testing on solution annealed test coupon. Etching: electrolytic oxalic acid. Magnification x200.

Esami metallografici

Sono state condotte analisi metallografiche eseguite mediante attacco elettrolitico con acido ossalico. Gli esami evidenziano l'assenza di precipitati e fasi intermetalliche, ma si osserva un grano ancora abbastanza grosso, che giustifica i risultati dalle prove meccaniche. L'assenza di fasi intermetalliche è confermata dagli elevati valori ottenuti nella prova di resilienza.

FUCINATO

Nella realizzazione del cappello mediante fucinatura libera, oltre alle problematiche già evidenziate dovute al materiale utilizzato e al fattore delle temperature di deformabilità, si aggiungono problematiche di processo in cui l'abilità degli operatori ha un ruolo fondamentale per la realizzazione di particolari con geometrie ben definite. Il "cappello" è stato prodotto mediante fucinatura secondo il seguente ciclo:

- Tornitura spigoli
- Fucinatura

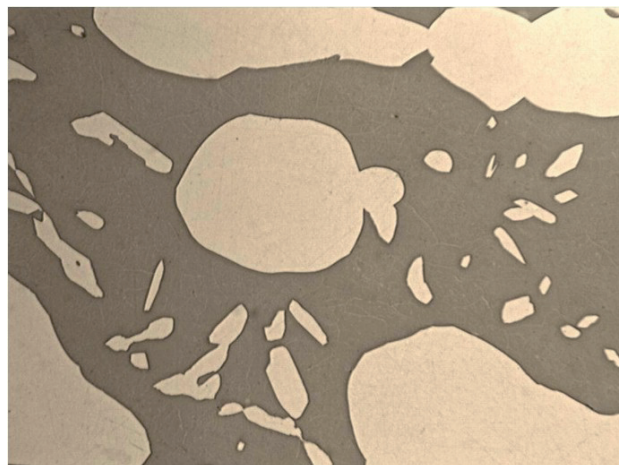


Fig. 4 - Esame metallografico su provino solubilizzato. Attacco elettrolitico con acido ossalico. Ingrandimento x400.

Fig. 4 – Metallographic testing on solution annealed test coupon. Etching: electrolytic oxalic acid. Magnification x400

- Controllo dimensionale
- Solubilizzazione
- Controllo durezza
- Foratura
- Tornitura
- Controllo durezza
- Controllo dimensionale
- Controllo con liquidi penetranti
- Controllo ultrasuoni
- Marcatura

La forgiatura del pezzo ha richiesto tre calde. Nella prima calda è stata effettuata la stiratura. Nella seconda calda il pezzo è stato inserito nello stampo, ed è iniziato l'inserimento della spina per ottenere la forma desiderata. Finito poi con una terza calda.

Solubilizzazione

In base a quanto osservato nelle micrografie del pezzo stampato, sono stati cambiati i parametri di processo della solubilizzazione, al fine di ottenere migliori caratteristiche meccaniche. La temperatura di solubilizzazione è stata di

1100 °C per 2 min/mm. Raffreddamento è stato eseguito in acqua fortemente agitata.

Risultati relativi al pezzo fucinato

Prove meccaniche

I valori ottenuti sono riportati nella Tabella 4.

I valori ottenuti dopo solubilizzazione risultano vicini alle richieste del cliente (Ma soddisfacenti in confronto alla norma ASTM), e dovranno essere migliorati con alcune modifiche ai parametri di trattamento.

Esami metallografici.

L'esame micrografico condotto sul provino con solo il trattamento di solubilizzazione alla temperatura di 1100°C con tempo di permanenza 2 min/mm ha evidenziato la presenza di un grano abbastanza grosso con assenza di precipitati, confermata, anche in questo caso, dagli elevati valori ottenuti nella prova di resilienza.

CONCLUSIONI

I risultati ottenuti in entrambi i pezzi sono molto positivi e incoraggianti data la criticità del materiale e sono stati utili per portare FOC Ciscato a fare esperienza sulla deformazione, trattamenti e studio degli acciai super duplex.

Il componente stampato, solubilizzato seguendo i parametri elencati, presentava al controllo micrografico, assenza di precipitati ma le caratteristiche meccaniche vicine a quanto richiesto dal Cliente.

Il componente forgiato è stato solubilizzato aggiustando leggermente i parametri utilizzati per lo stampato, ottenendo, come nel caso precedente, assenza di precipitati al controllo micrografico e caratteristiche meccaniche migliori rispetto allo stampato, soddisfacenti per la norma ASTM, ma non ancora del tutto sufficienti a soddisfare i requisiti del cliente.

Ci si propone ora di affinare ulteriormente i parametri da utilizzare nel corso del processo di deformazione plastica a caldo e del trattamento termico in modo da arrivare a standardizzare il processo.

Per acciai critici come il tipo F55, le richieste di caratteristiche meccaniche anche superiori rispetto a quelle indicate dalla normativa, pongono notevoli difficoltà che possono essere superate solo con una messa a punto molto accurata dei parametri di processo, che purtroppo deve essere eseguita praticamente per ogni diverso tipo di componente, essendo fortemente influenzata dalla forma e dalle dimensioni dei pezzi da produrre.



Fig.5 - Foto del pezzo dopo stiratura, alla fine della prima calda.

Fig. 5 - Piece after stretch hot deformation.



Fig.6 - Foto dell'inserimento della spina nel corso della seconda calda.

Fig. 6 - Plug insert in the second forging warm.

	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	A%	C%	KV [J] +20°C	KV [J] -46°C
Caratteristiche Richieste dal Cliente	600	800	25	45	150	Non richiesta
Caratteristiche norma ASTM	550	750÷900	25	45	Non prevista	Non prevista
Dopo solubilizzazione	578	791	37.5	65	204-212-208	98-108

Tab. 4 - Risultati delle prove meccaniche pezzo fucinato.

Tab. 4 - Open die forging piece mechanical testing results.

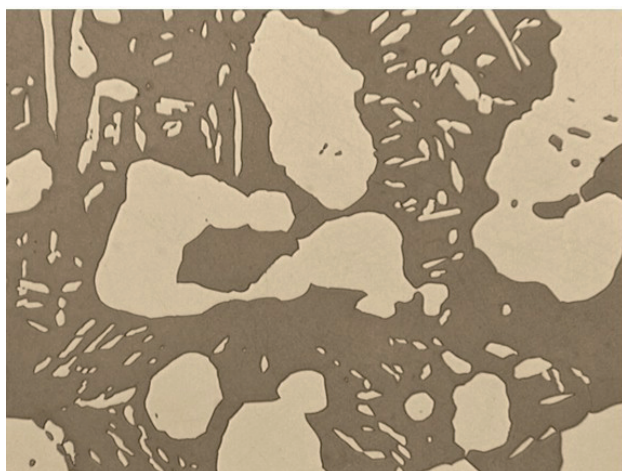


Fig. 7 - Esame metallografico su provino solubilizzato. Attacco elettrolitico con acido ossalico. Ingrandimento x200.

Fig. 7 - Metallographic testing on solution annealed test coupon. Etching: electrolytic oxalic acid. Magnification x200.

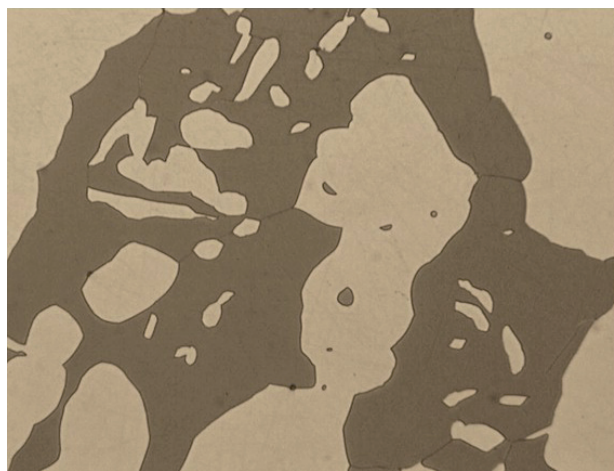


Fig. 8 - Esame metallografico su provino solubilizzato. Attacco elettrolitico con acido ossalico. Ingrandimento x400.

Fig. 8 - Metallographic testing on solution annealed test coupon. Etching: electrolytic oxalic acid. Magnification x400.

BIBLIOGRAFIA

- 1] J.O. Nilsson, Super duplex stainless steels, Mat. Sci. Techn. Vol.8, (1992), pag. 685
- 2] J.O. Nilsson, P. Kangas, T. Karlsson,, A. Wilson, Metallurgical and Materials Transactions 31A, (2000), pag. 35

- 3] T.H. Chen, K.L. Weng, and J.R. Yang, Mat. Sci. Eng. A338, (2002), pag. 259-270

- 4] L. Karlsson, L. Bengtsson, U. Rolander, S. Pak, Proc. "Application stainless steel 92", Stockholm, The Institute of Metals, (1992), pag. 335

Manufacturing problems on the close die and open die forging pieces in stainless steel ASTM A182 F55

Keywords: Forging, Close die forging, Duplex stainless steel, F55, Plastic deformation, Heat treatment.

This paper describes the development of the productive cycle of two steel components in super duplex stainless steel type ASTM A182 F55, One made by open die forging and one by close die forging. The process of hot plastic deformation of both pieces and the subsequent heat treatment in order to obtain the mechanical properties and the desired microstructure is described. The results of these tests will provide the foundation for the actual start of production of the two components. The peculiarity of the case, in addition to the inherent difficulties to work this type of steel, consists in the customer requirement of values of final mechanical characteristics superior to those foreseen by ASTM A182. It was therefore necessary to plan a specific production cycle the production cycle and choose the most suitable process parameters to achieve the required results.

Caratterizzazione meccanica e microstrutturale di giunti saldati in UNS S32760 per applicazioni Off-Shore

Autori

- **Jacopo Basoni**, De Pretto Industrie, Schio (VI)
- **Irene Calliari**, Dipartimento di Ingegneria Industriale, Università degli Studi di Padova (PD)
- **Marco Breda**, Dipartimento di Ingegneria Industriale, Università degli Studi di Padova (PD)
- **Fabio Toldo**, Laboratorio Prove Materiali San Marco, Schio (VI)
- **R. Meneghini**, Laboratorio Prove Materiali San Marco, Schio (VI)

Sommario ■ Abstract

Nella presente memoria vengono descritte la messa a punto e la verifica di una procedura di saldatura per la giunzione di un acciaio tipo UNS S32760 (Super Duplex F55) per uso in ambiente Off-Shore. Il giunto è stato realizzato mediante l'impiego dei due processi manuali TIG (GTAW) e a elettrodo rivestito (SMAW), al fine di ottenere la combinazione di caratteristiche meccaniche e microstrutturali desiderata dal committente. L'utilizzo del metodo GTAW ha coinvolto le prime passate, mentre per il successivo completamento della giunzione si è fatto ricorso al riempimento a elettrodo. I risultati ottenuti dalle prove meccaniche e di corrosione dovranno pertanto fornire la dimostrazione del superamento delle stesse da parte del giunto, in conformità con le richieste contrattuali e validare una procedura di saldatura applicabile a tutti gli effetti in produzione. La particolarità del caso, oltre ovviamente alle difficoltà intrinseche poste dal tipo di acciaio scelto, consisteva nella richiesta da parte del cliente di una combinazione di caratteristiche meccaniche e microstrutturali al limite delle possibilità per una procedura di saldatura adatta a essere impiegata in produzione con modalità e tempi compatibili con le necessità produttive interne e di mercato. Era quindi necessario progettare la procedura di saldatura e scegliere i parametri di processo più adatti a raggiungere i risultati richiesti. Tutto il processo è stato monitorato e controllato attraverso il sistema di gestione della qualità del processo speciale saldatura, in accordo alla normativa ISO 3834-2, in possesso della De Pretto Industrie, e supervisionato in tutte le fasi di controllo da parte di enti terzi preposti alla certificazione finale da parte del committente.

In this paper the development of a welding procedure for the joining of steel type UNS S32760 (Super duplex F55) for use in the off-shore application is described. The joint was realized by means of the TIG (GTAW) manual process for the first

passes and by a manual filling process with stick electrode (SMAW), in order to obtain the combination of mechanical and microstructural characteristics desired by the customer. The results obtained from the tests on the joints must provide proof of successful completion of all the tests to be part of the joint in accordance with the contractual requirements and stabilized the base for actual use in the production. The particularity of the case, in addition obviously to the inherent difficulties posed by the type of steel chosen, consisted in the request by the customer of a combination of mechanical and microstructural characteristics to the limit of the possibilities of a welding procedure suitable for use in production mode and times compatible with the internal market and production requirements. It was therefore necessary to design the welding procedure and choose the most suitable process parameters to achieve the required results. The evaluation of the joints to achieve in production and the characteristics to be obtained, has led to decide to perform welding with welding processes previously mentioned and in the welding position-frontal plane (PB/2G). The main problems to be considered in the design phase of the welding procedure, are to be found in the value of the maximum heat input, interval of interpass temperatures to be observed and the type of shielding gas to use with which material can be welded to avoid the formation of intermetallic microstructure phases of the joint and sappers of corrosion resistance.

IIW Thesaurus Keywords:

Duplex stainless steel; electron microscopy; GTA welding; intermetallics; mechanical properties; mechanical test; microstructure; MMA welding; nondestructive testing; off-shore structures; oil industry; sigma; stainless steel; weldability.

1. Introduzione

Gli acciai inossidabili bifasici a struttura austeno-ferritica, più comunemente chiamati Duplex, presentano un'ottima combinazione di caratteristiche meccaniche e di resistenza alla corrosione, specialmente se confrontati con gli acciai inossidabili convenzionali [16].

Le versioni comunemente chiamate "Super Duplex" sono quelle a più alto tenore di elementi in lega e permettono di raggiungere valori di caratteristiche meccaniche molto elevate congiuntamente ad ottime proprietà di resistenza alla tenso-corrosione e alla corrosione intergranulare in ambienti marini o clorurati. Questo permette, nell'ambiente dell'ingegneria Off-shore, di progettare componenti con spessori minori (e quindi più leggeri), senza compromettere la resistenza alla corrosione ed evitando di ricorrere a costosi rivestimenti anticorrosivi.

Dal punto di vista della saldatura, gli acciai Super Duplex devono essere gestiti alla pari degli acciai inossidabili austenitici ma con accorgimenti dedicati, al fine di limitare la sensibilizzazione dei giunti alla corrosione causata dalla formazione di strutture indesiderate se saldati con cicli termici troppo blandi nell'intervallo di temperatura tra 1000÷600 °C. Questa categoria di acciai Duplex è, infatti, molto sensibile alla precipitazione di fasi secondarie (fase σ , fase χ e nitruri) a seguito dell'esposizione, anche per tempi molto brevi, all'interno dell'intervallo critico di temperatura 850÷950 °C [17]. La formazione delle due fasi χ e σ è essenzialmente dovuta all'instabilità della ferrite alle alte temperature, la quale si decompone originando i due composti intermetallici, mentre la formazione di nitruri è associata alla bassa solubilità dell'azoto nella ferrite a temperatura ambiente e alle condizioni di riscaldamento/raffreddamento (e quindi al ciclo termico) a cui il metallo è soggetto. Queste strutture devono essere evitate, in quanto compromettono severamente le prestazioni di questi acciai, abbassandone la resistenza meccanica, la tenacità e rendendoli più facilmente soggetti agli attacchi corrosivi [18].

Nella presente memoria vengono descritte la messa a punto e la verifica di una procedura di saldatura per la giunzione di un acciaio tipo UNS S32760 (Super Duplex F55) per uso in ambiente Off-Shore. Il giunto è stato realizzato mediante l'impiego dei due processi manuali TIG (GTAW) e a elettrodo rivestito (SMAW), al fine di ottenere la combinazione di caratteristiche meccaniche e microstrutturali desiderata dal committente. L'utilizzo del metodo GTAW ha coinvolto le prime passate, mentre per il successivo completamento della giunzione si è fatto ricorso al riempimento a elettrodo. I risultati ottenuti dalle prove meccaniche e di corrosione dovranno pertanto fornire la dimostrazione del superamento delle stesse da parte del giunto, in conformità con le richieste contrattuali e validare una procedura di saldatura applicabile a tutti gli effetti in produzione.

La particolarità del caso, oltre ovviamente alle difficoltà intrinseche poste dal tipo di acciaio scelto, consisteva nella ri-

chiesta da parte del cliente di una combinazione di caratteristiche meccaniche e microstrutturali al limite delle possibilità, per una procedura di saldatura adatta a essere impiegata in produzione, con modalità e tempi compatibili con le necessità produttive interne e di mercato. Era quindi necessario progettare la procedura di saldatura e scegliere i parametri di processo più adatti a raggiungere i risultati richiesti.

Tutto il processo è stato monitorato e controllato attraverso il sistema di gestione della qualità del processo speciale saldatura, in accordo alla normativa ISO 3834-2, in possesso della De Pretto Industrie, e supervisionato in tutte le fasi di controllo da parte di enti terzi preposti alla certificazione finale da parte del committente.

2. Requisiti dei giunti saldati

L'acciaio Super Duplex F55 è sistematicamente ed industrialmente saldato in tutto il mondo, Italia compresa. Le richieste delle diverse specifiche contrattuali per la realizzazione di saldature su questo materiale - a causa degli impieghi previsti negli ultimi 5 anni - sono state rese molto più restrittive, in particolare, per quei componenti destinati al mercato Off-Shore che andranno installati su piattaforme petrolifere, torri di trivellazione, navi FPSO, ecc. Tutto ciò, per il sistema industria, si è tradotto in una "selezione naturale" tra i diversi costruttori in cui solo alcuni sono riusciti a raggiungere i risultati richiesti. Forcelle sempre più restrittive dei valori di resilienza a bassa temperatura, del contenuto di ferrite e nei confronti della resistenza alla corrosione, hanno messo in difficoltà sia i costruttori che gli stessi produttori di materiali d'apporto, i quali vengono chiamati in causa per fornire prodotti sempre più performanti e che permettano di raggiungere i risultati richiesti.

Allo stesso modo, all'ottenimento delle caratteristiche previste viene congiuntamente richiesto un controllo maggiormente accurato, profondo, sistematico e a volte anche registrato dei parametri di saldatura, quali: tensione, intensità di corrente, velocità di avanzamento, temperatura di interpass e apporto termico. Pertanto, l'ottenimento degli obiettivi richiesti deve necessariamente essere accompagnato da una corretta progettazione a tavolino della procedura di saldatura. L'imposizione di ulteriori restrizioni ha coinvolto anche le tecniche di saldatura impiegabili nella realizzazione dei giunti e le relative prove a cui è soggetta la qualifica di procedimento.

Tali vincoli, infatti, obbligano l'utilizzo del processo GTAW nelle prime passate, escludono l'impiego di processi a filo animato (FCAW) o ad arco sommerso (SAW) e impongono limiti molto bassi di apporto termico a tutti i processi concessi. Inoltre, l'uso mandatario di certi tipi di gas di protezione ed ulteriori divieti di carattere tecnologico hanno limitato molto la libertà di azione sulle possibili soluzioni che si possono adottare per la procedura di saldatura.

Nella presente memoria siamo in presenza di un caso di quanto sopracitato a cui vanno aggiunte le richieste di caratteristiche meccaniche e microstrutturali alla pari delle richieste più stringenti.

Tabella 1 - Elenco di richieste di caratteristiche meccaniche e microstrutturali

Prova	Accettabilità
Trazioni trasversali (ASME Sec. IX Ed. 10 QW462.1(b))	Carico di rottura minimo 750 MPa
Prova di piega laterale (ASME Sec. IX Ed. 10 QW462.2)	ASME Sec. IX
Prova di resilienza (ASTM E 23-07 ae1) - in zona saldata - sulla linea di fusione - sulla linea di fusione +2 mm - sulla linea di fusione +5 mm	Temperatura -46 °C. Valori di: 45 Joule di media 35 Joule minimo su singola provetta
Prova di durezza HV ₁₀ (EN ISO 6507-1:2006)	Valore massimo 350 HV ₁₀
Esame macrografico (EN 1321:1997 + EN ISO 15614-1:2012 par. 7.5)	ASME Sec. IX
Esame micrografico a 0° e 180° (ASTM E 3-11)	A 100x e 500x con indagine microstrutturale. Nelle zone di: - materiale base - zona termicamente alterata in copertura - zona termicamente alterata alla radice - saldatura in copertura - saldatura alla radice
Esame del contenuto di ferrite % (ASTM E 562-11 + ASTM E 1245-03 (08))	Valori ammessi di FE% da 35% a 65%. Nelle zone di: - materiale base - zona termicamente alterata in copertura - zona termicamente alterata alla radice - saldatura in copertura - saldatura alla radice
Prova di corrosione (ASTM G48-11 Metodo A)	Temperatura 40 °C per 24 ore. Amnesso nessun pitting e massima perdita in peso di 4.0 g/m ²
Analisi chimica di deposito di saldatura (per spettrometria ottica)	PREN > 40 PREN = %Cr + 3,3 (%Mo + 0,5%W) + 16% N

Tabella 3 - Composizione chimica del tubo

%	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu	W	PREN
Tubo Colata 24931	0.02	0.642	0.359	0.0211	0.0007	25.173	6.886	3.585	0.2292	0.54	0.6414	40.67

Tabella 4 - Caratteristiche meccaniche del tubo

Caratteristiche ottenute	R _{p0.2} [N/mm ²]	R _m [N/mm ²]	A%	KV [J] -46 °C	Fe%	Durezza (HV ₁₀)
	695	863	31.5	Media 118	44.87	Max. 302
Metodo di prova	ASME Sec. IX Ed. 10 QW-150			ASTM A 370-11a	ASTM E 562-11	ASTM E 384-11
Posizione	Trasversale alla saldatura			Zona termicamente alterata e zona fusa	Minimo tra zona termicamente alterata e zona fusa	Massimo tra materiale base, zona termicamente alterata e zona fusa

Tabella 2 - Elenco dei controlli non distruttivi richiesti

Prova	Estensione
Esame Visivo	100%
Esame con Liquidi Penetranti	100%
Esame Radiografico	100%
Esame Ultrasonoro	100%

2.1 Caratteristiche meccaniche e microstrutturali

Il giunto di saldatura, per la qualifica del nuovo procedimento oggetto di studio, deve rispettare la combinazione di caratteristiche meccaniche e microstrutturali riportate nella Tabella 1, in funzione delle richieste del codice di progettazione (ASME BPVC) e delle richieste integrative del committente e del cliente finale.

2.2 Controlli non distruttivi

Tutti i giunti devono essere sottoposti ai controlli non distruttivi elencati nella Tabella 2, in accordo alle richieste ASME Sezioni VIII e V e alle richieste integrative del committente e del cliente finale.

3. Parte sperimentale

3.1 Materiale impiegato

Il materiale base per l'esecuzione dei talloni di qualifica di procedimento è stato fornito dal cliente con la stessa colata del materiale usato in produzione, con le stesse prove di caratterizzazione meccanica e microstrutturale richieste per i giunti saldati. Trattasi di tubo ottenuto da lamiera, saldato longitudinalmente, certificato secondo ASME SA928 Cl.1 UNS S32760 di dimensioni nominali Ø est 323.9 mm e spessore 21.44 mm. La composizione chimica e le caratteristiche meccaniche del tubo allo stato di fornitura (a temperatura ambiente, salvo dove

diversamente indicato) sono elencate rispettivamente nelle Tabelle 3 e 4. Il tubo è stato successivamente tornito internamente per portarlo a spessore 12 mm in modo da poter eseguire i talloni e poter coprire tutta la gamma di spessori delle membrature coinvolte nel progetto.

3.2 Metodi di indagine

Le prove meccaniche e le analisi macro e microstrutturali al microscopio ottico sono state effettuate presso il Laboratorio Prove Materiali San Marco di Schio (VI), laboratorio accreditato ACCREDIA No. 0377. Le prove sono state eseguite in conformità alle norme internazionali relative ad ogni prova (Tabella 1) e secondo le procedure e calibrazioni interne del laboratorio. A completamento della caratterizzazione meccanica e delle prove di resistenza a corrosione, i giunti saldati sono stati sottoposti ad osservazione al microscopio metallografico ottico ed al microscopio a scansione elettronica (SEM). L'utilizzo del microscopio ottico ha coinvolto l'osservazione dei campioni preventivamente soggetti ad attacco di tipo elettrochimico; questo tipo di metodologia permette l'individuazione delle fasi intermetalliche, se esse sono di dimensione sufficientemente elevata, ma non ne consente l'identificazione e la distinzione in termini di composizione. La discriminazione delle fasi intermetalliche e l'individuazione di precipitati di dimensioni molto piccole (come i nitruri), sono invece evidenziabili attraverso un'indagine SEM sui campioni esenti da attacco elettrochimico. In questo caso, la differenza di numero atomico medio delle diverse fasi presenti all'interno della microstruttura ne consente la distinzione: la ferrite appare più scura dell'austenite, mentre le fasi secondarie appaiono chiare, con la fase χ più brillante della σ , in virtù del più alto contenuto di molibdeno. I nitruri, invece, vengono rilevati come piccole particelle nere di forma lamellare o globulare, a seconda del processo che ne ha contraddistinto la formazione. L'analisi SEM è stata eseguita presso i laboratori metallurgici del Dipartimento di Ingegneria Industriale dell'Università degli Studi di Padova, utilizzando un microscopio Leica Cambridge Stereoscan 440. I campioni sono stati preparati seguendo la procedura metallografica standard prevista per questo tipo di osservazioni: lucidatura a specchio della zona interessata mediante asportazione di materiale per mezzo di carte abrasive seguite dalla lucidatura ai panni con sospensioni da 6 e 1 μm . La composizione dei costituenti microstrutturali è stata determinata per mezzo di una microsonda a dispersione di energia (Falcon FEI) installata sul SEM.

3.3 Messa a punto della procedura di saldatura

Dopo un'attenta analisi dei disegni costruttivi, delle specifiche contrattuali, dei range di qualifica permessi dal codice di riferimento e a seguito della valutazione dei tempi e metodi più adatti in funzione delle capacità produttive della De Pretto Industrie, è stato deciso di eseguire il giunto attraverso il processo manuale TIG (GTAW) per le prime passate (per uno spessore depositato di circa 6 mm) con successivo

riempimento ad elettrodo rivestito (SMAW). La scelta della posizione di qualifica è determinata dalla posizione di saldatura che sarà effettivamente impiegata in produzione e ha portato a decidere di eseguire il tallone in posizione di saldatura piano-frontale (PB/2G). I due procedimenti di saldatura presi in considerazione hanno caratteristiche differenti che si ripercuotono sull'ottenimento della microstruttura finale. Il procedimento GTAW, infatti, in virtù del più elevato apporto termico, comporta la formazione in zona fusa (ZF) di strutture dendritiche più grossolane rispetto al metodo SMAW, ma allo stesso tempo il livello di microporosità che interessa la ZF GTAW viene notevolmente ridotto. La minore tenacità tipica dei giunti eseguiti con il processo SMAW non è direttamente attribuibile alla presenza di fasi intermetalliche, ma può essere anche causa dell'infragilimento da ossigeno proveniente dalla scoria di protezione [5] o dal maggiore livello di microporosità generato in ZF. Particolare attenzione va dedicata alla corretta scelta del materiale d'apporto e dei gas di protezione. Per quanto riguarda il materiale d'apporto, si deve considerare che l'acciaio UNS S32760 si differenzia dalla sua versione europea (UNS S32750) per un maggiore contenuto di Cu e per la presenza di un significativo contenuto di W. Pertanto, per assicurare il corretto raggiungimento dei risultati richiesti, è bene scegliere un materiale d'apporto (anche a fronte della stessa classificazione AWS) che contenga un'appropriata percentuale di tungsteno. Per i gas di saldatura, invece, esistono diverse posizioni all'interno della comunità di produttori di materiali base, produttori di materiali d'apporto e utilizzatori. La tendenza più conservativa e tradizionale proporrebbe come gas di protezione sia al dritto e che al di rovescio l'utilizzo dell'argon puro. Al contrario, alcune memorie e pubblicazioni [4-6] dimostrano che l'utilizzo di miscele di argon e azoto hanno degli effetti benefici sulla microstruttura finale del giunto e sui valori di resilienza. Le correnti più progressiste [4-6] propongono invece l'uso di miscele di argon e azoto contenenti percentuali di N_2 tra il 2% e il 4% come gas di protezione, mentre come gas di rovescio suggeriscono l'impiego di azoto puro o miscele azoto/idrogeno. Quest'ultimi trovano uno scarso supporto bibliografico, mentre il know-how interno dei produttori di materiale d'apporto per le applicazioni borderline consiglierebbe proprio l'impiego di questo tipo di miscele. Al contrario, la letteratura tecnica [5] sconsiglia l'uso di idrogeno come gas di protezione, a causa della possibilità di infragilimento da H_2 o della formazione di cricche da H_2 nelle strutture ferritiche. Esistono, infine, miscele ternarie e quaternarie nel mercato per la saldatura degli acciai Duplex, ma sono indirizzate all'uso su processi di saldatura meccanizzati o ad energia concentrata. L'utilizzo di queste particolari miscele come gas di protezione permette di garantire una corretta esecuzione della saldatura, limitando la formazione di inclusioni e garantendo un corretto bilanciamento di fase, punto assai critico nella realizzazione di questo tipo di saldature su questo acciaio. Come già citato precedentemente, nell'intervallo di temperatura tra 1000÷600 °C, l'acciaio in

esame è caratterizzato dalla precipitazione di seconde fasi, le quali possono formarsi anche per tempi di esposizione molto brevi. Le operazioni di saldatura eseguite su acciai Duplex comportano sempre la precipitazione di una certa percentuale di seconde fasi, perciò la procedura di saldatura deve essere messa a punto per limitare al minimo la formazione di questi composti, agendo principalmente sugli apporti termici e i gradienti termici di raffreddamento, tenendo conto di soluzioni che siano compatibili con modalità, tempi e costi adatti alle necessità produttive interne e di mercato. Per la corretta riuscita di una saldatura di questo tipo, considerando le richieste del committente, i parametri che devono principalmente essere considerati nella fase di progettazione sono: la ricerca del giusto valore di apporto termico massimo e la definizione dell'intervallo di temperature di interpass da rispettare per evitare la formazione di strutture metallurgiche indesiderate. Le saldature di questi tipi di materiali, come anche per gli acciai inossidabili austenitici, non richiedono nessun tipo di preriscaldamento, ma si deve solo curare attentamente la pulizia dei lembi di saldatura. Riguardo la temperatura di interpass, un'analisi della bibliografia e delle specifiche in materia [5,12] ha messo in luce la preferenza per il più basso valore possibile, compatibilmente con le necessità e con i costi industriali tradizionali. Questo in virtù del fatto che la costruzione di attrezzature dedicate per mantenere un raffreddamento forzato delle zone prossime al giunto di saldatura, allo scopo di prevenire la formazione di precipitati e fasi intermetalliche, non è industrialmente attuabile, se si considera che le diverse tipologie di giunti da realizzare possono essere anche molto dissimili tra loro. Tradizionalmente, si accetta come temperatura di interpass per questo tipo di acciai un massimo di 150 °C, anche se a volte può non essere sufficiente. Il valore di apporto termico massimo viene generalmente fissato tra 1.5 e 1.8 kJ/mm; tale parametro deve essere controllato con la massima cura possibile durante tutta la procedura di saldatura e in particolare durante la prima passata (di radice), in quanto risulta essere difficilmente rispettabile in un processo manuale, soprattutto se il saldatore non è sufficientemente esperto.

3.4 Esecuzione della procedura di saldatura

In base a quanto emerso durante la messa a punto, si è deciso di strutturare una prima qualifica di procedimento (primo tallone) utilizzando una procedura di saldatura uguale a quella impiegata per saldare acciai Duplex "standard" (ad esempio, UNS S32205). La tecnica presa in considerazione è già stata certificata e collaudata all'interno della normale produzione De Pretto Industrie e i parametri principali vengono riportati nella Tabella 5. L'esecuzione del primo tallone ha portato a risultati non soddisfacenti in termini di caratteristiche meccaniche e microstrutturali richieste, perciò si è quindi provveduto ad un'analisi delle possibili cause (Par. 4). In base ai dati acquisiti è stata messa a punto nuovamente la qualifica, modificando i parametri come riportato nella Tabella 6. Il secondo tallone è stato eseguito usando una

Tabella 5 - Dettagli della prima qualifica di procedimento

Processo per prime passate	GTAW / TIG
Processo per riempimento	SMAW / Elettrodo
Tipo di giunto	Testa-testa su tubo. Giunto a V senza ripresa
Dimensioni	Øe 324 mm, spessore 12 mm
Posizione di saldatura	2G / Frontale
Materiale d'apporto	AWS A5.9 ER 2594 + AWS A5.4 E 2595-15
Temperatura di interpass	150 °C
Gas di protezione	Argon + N ₂
Gas al rovescio	Argon + N ₂
Max. apporto termico in 1° passata	1.8 kJ/mm

Tabella 6 - Dettagli della seconda qualifica di procedimento

Processo per prime passate	GTAW / TIG
Processo per riempimento	SMAW / Elettrodo
Tipo di giunto	Testa-testa su tubo. Giunto a V senza ripresa
Dimensioni	Øe 324 mm, spessore 12 mm
Posizione di saldatura	2G / Frontale
Materiale d'apporto	AWS A5.9 ER 2594 + AWS A5.4 E 2595-15
Temperatura di interpass	100 °C
Gas di protezione	Argon + N ₂
Gas al rovescio	N ₂ + H ₂
Max. apporto termico in 1° passata	1.7 kJ/mm

sequenza delle passate di saldatura con la tecnica a passata calda, tecnica già provata e collaudata all'interno dell'attività di ricerca e sviluppo del produttore del materiale d'apporto. Per entrambi i talloni di qualifica, i parametri di saldatura sono stati costantemente monitorati e registrati, con particolare attenzione ai parametri elettrici e alla velocità di avanzamento. Per i gas di saldatura è stato controllato all'origine il contenuto di O₂ e monitorata la percentuale presente nella camera di gas di protezione al rovescio (O₂% < 0.05%).

4. Risultati

I controlli non distruttivi per entrambi i talloni sono stati eseguiti in accordo ai criteri di accettabilità riportati nella Tabella 2 e sono risultati tutti soddisfacenti.

4.1 Prove relative al primo tallone di qualifica (No. 29090A)

Come precedentemente anticipato, i risultati ottenuti dalle prove sul presente tallone sono stati classificati come "non

soddisfacenti”, in funzione dei requisiti contrattuali. La Tabella 7 riassume i risultati delle prove.

4.2 Prove relative al secondo tallone di qualifica (No. 29316)

Nella Tabella 8 sono riassunti i risultati ottenuti sul secondo tallone, realizzato a seguito della riprogettazione della procedura di saldatura, i quali sono risultati essere conformi a quanto richiesto dal committente.

4.3 Analisi microstrutturale

Analisi microstrutturale al microscopio ottico

Le micrografie realizzate al microscopio ottico evidenziano la struttura tipica di un processo di saldatura e più in generale di una fusione metallica; la struttura bifasica (austenite-ferrite) dell'acciaio in questione mostra il dendritismo generatosi durante la fase di raffreddamento del bagno di saldatura. Oltre a quest'aspetto le due micrografie sul primo tallone (Fig. 1) vogliono mettere in risalto la presenza di fasi intermetalliche (fase σ) presenti nell'interfaccia α/γ all'interno della struttura stessa. La formazione di questo tipo di fasi è condizionata da molti fattori quali la composizione chimica, la temperatura e i trattamenti termici subiti dal materiale stesso. Le temperature critiche per la formazione di questi composti, spesso indesiderati, sono comprese nell'intervallo tra 600-1000 °C, che sono raggiunte normalmente durante il ciclo termico di saldatura sia sulla ZF che sulla ZTA. Essendo la fase σ un costituente molto duro ed estremamente fragile, la sua influenza sulle caratteristiche meccaniche a temperatura ambiente è quella di aumentare la durezza e la resistenza a trazione però contemporaneamente di diminuire la tenacità e duttilità. Inoltre, produce diverse alterazioni delle proprietà del giunto saldato come le caratteristiche meccaniche a caldo e la resistenza alla corrosione. Al contrario, l'osservazione al microscopio ottico della ZF e ZTA nel secondo tallone non ha rivelato la presenza di fasi intermetalliche, sia in zona di copertura (Fig. 2) che in zona di radice (Fig. 3).

Analisi microstrutturale al SEM Zona di saldatura GTAW

I due talloni 29090A e 29316 sono contraddistinti dalla stessa procedura di saldatura, caratterizzata da differenti parametri, precedentemente citati, e da un contenuto di porosità e inclusioni pressoché comparabile. Per il tallone 29090A è stata riscontrata la presenza di consistenti quantitativi di fasi secondarie quali σ e χ , nella prossimità della mezzzeria della saldatura (Fig. 4). In questo tallone, la formazione di piccole particelle di precipitati in ZF si manifesta a partire dalla prima passata alla radice, a circa 1 mm dal fondo della saldatura. Durante le passate successive si osserva un incremento del contenuto di tali fasi, le quali si mantengono in posizione centrale, a causa delle più basse velocità di raffreddamento che interessano questa zona, e la cui presenza si estende fino all'ultima passata. La posizione centrale dei siti di precipitazione mette in luce le criticità del processo

Tabella 7 - Risultati delle prove eseguite sul primo tallone di qualifica (No. 29090A)

Prova	Accettabilità
Trazioni trasversali	Non eseguite
Prova di piega laterale	No. 2 Soddisfacenti No. 2 Fallite
Prova di resilienza - in zona saldata - sulla linea di fusione	Valore medio 84 J - Minimo 63 J Valore medio 39 J - Minimo 33 J
Prova di durezza HV ₁₀	Non eseguita
Esame macrografico	Soddisfacente
Esame del contenuto di ferrite %	Non eseguita
Prova di corrosione	Presenza di pitting e perdita di peso 8,0 g/m ²
Analisi chimica di deposito di saldatura	PREN = 41.1% Analisi soddisfacente in accordo a AWS A5.4 E 2595-15

Tabella 8 - Risultati delle prove eseguite sul secondo tallone di qualifica (No. 29316)

Prova	Accettabilità
Trazioni trasversali	No. 2 Soddisfacenti - Minimo 833 MPa
Prova di piega laterale	No. 4 Soddisfacenti
Prova di resilienza - In zona saldata - Sulla linea di fusione - Sulla linea di fusione +2 mm - Sulla linea di fusione +5 mm	Valore medio 59 J - Minimo 51 J Valore medio 84 J - Minimo 76 J Valore medio 128 J - Minimo 110 J Valore medio 162 J - Minimo 156 J
Prova di durezza HV ₁₀	Soddisfacente - Massimo 326 HV ₁₀
Esame macrografico	Soddisfacente
Esame del contenuto di ferrite %	Soddisfacente - Max. 62% Min. 47%
Prova di corrosione	Nessuna presenza di pitting e perdita di peso 0,0 g/m ²
Analisi chimica di deposito di saldatura	PREN = 41.0% Analisi soddisfacente in accordo a AWS A5.4 E 2595-15

Tabella 9 - Tallone 29090A: composizione chimica della fase σ [wt.%]

Si	Mo	Cr	Mn	Fe	Ni
0,92	6,00	26,87	0,64	58,24	7,33

GTAW nella saldatura di questo tipo di acciaio. Infatti, oltre all'elevato apporto termico che contraddistingue tale metodo, la posizione di mezzzeria risulta essere la più sfavorita, in quanto il metallo fuso permane all'interno dell'intervallo

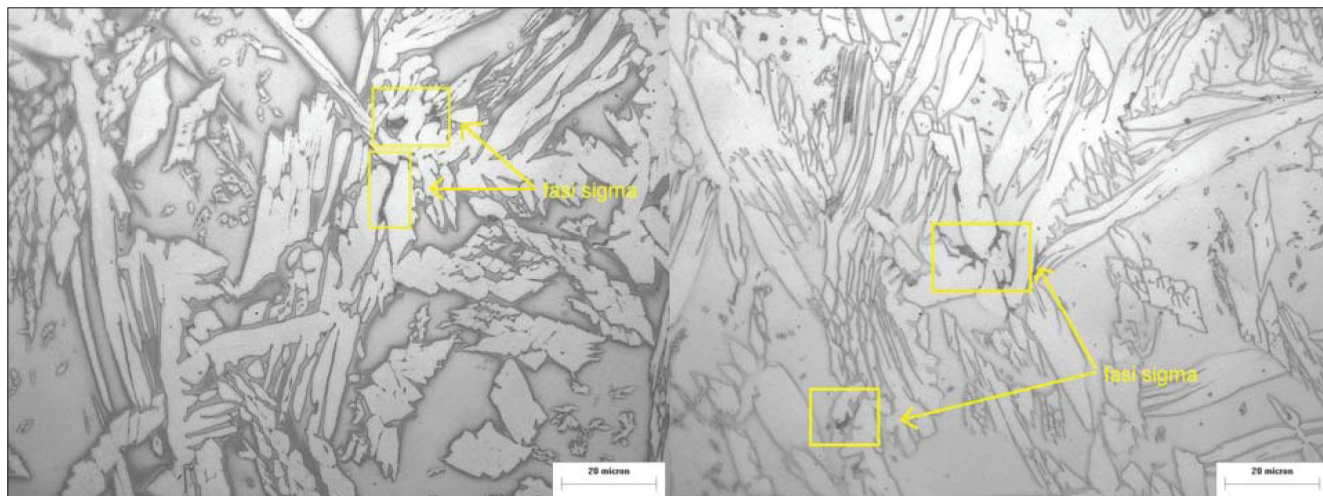


Figura 1 - Tallone 29090A - esame micrografico ottico in zona fusa; foto SX attacco elettrolitico con NaOH - foto DX attacco elettrolitico con acido ossalico; ingrandimento x1000

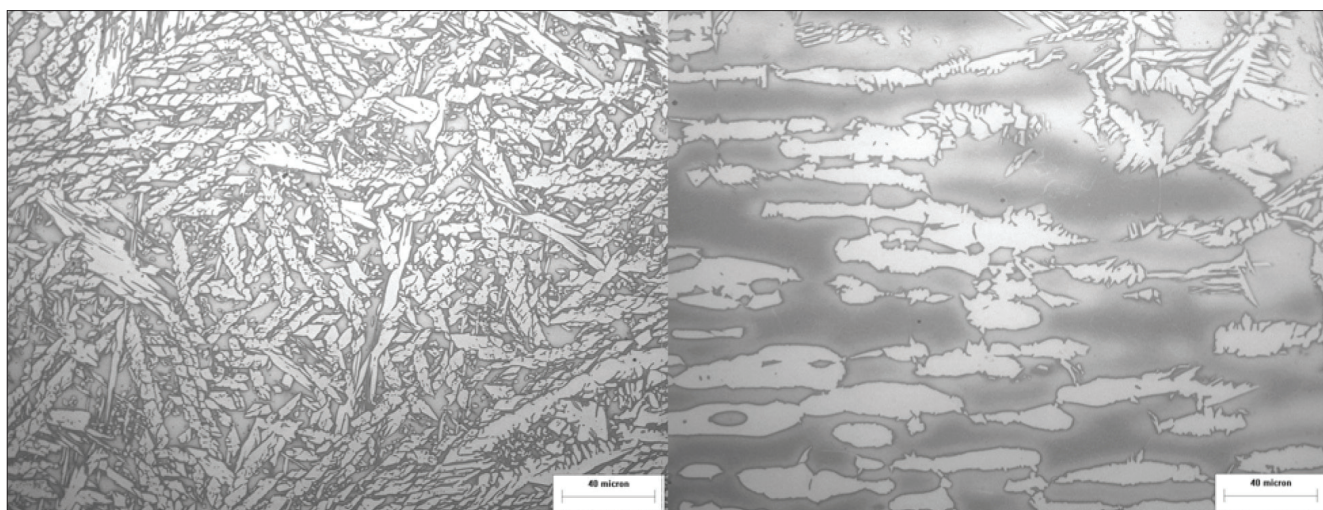


Figura 2 - Tallone 29316 - esame micrografico ottico zona saldatura di copertura; zona fusa (SX) e zona termicamente alterata (DX); attacco elettrolitico con NaOH; ingrandimento x500



Figura 3 - Tallone 29316 - esame micrografico ottico zona saldatura di radice; zona fusa (SX) e zona termicamente alterata (DX); attacco elettrolitico con NaOH; ingrandimento x500

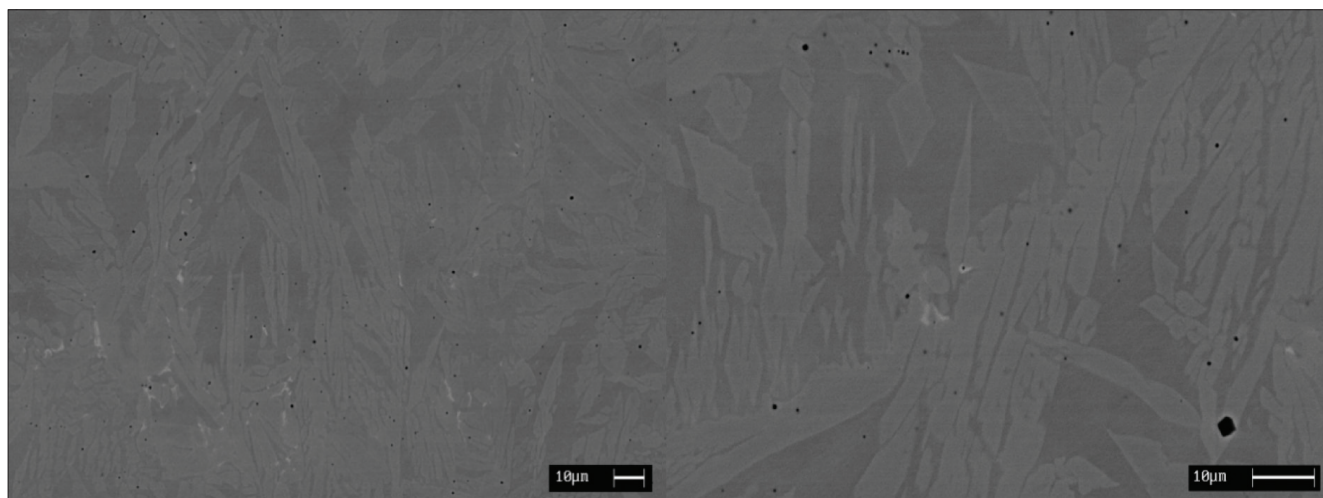


Figura 4 - Tallone 29090A - presenza di σ e χ nella mezzeria della saldatura GTAW

critico di temperatura per un tempo sufficientemente elevato tale da consentire la formazione di fasi intermetalliche. La composizione media della fase σ rilevata nel tallone 29090A è riportata nella Tabella 9. Al contrario, nel tallone 29316 l'utilizzo di un'ideale miscela di gas di protezione consente una migliore resa nell'ottenimento di una microstruttura "pulita", limitando la formazione di fase σ in corrispondenza della mezzeria della ZF di saldatura.

Tuttavia, nonostante l'impiego di opportuni accorgimenti, la precipitazione di intermetallici non è stata del tutto evitata (Fig. 5) e, seppur presente in quantitativi nettamente inferiori al tallone 29090A, contribuisce ad un infragilimento della ZF. La pericolosità di quantitativi anche molto bassi di fasi secondarie all'interno della microstruttura non è comunque da trascurare: infatti, come evidenziato da studi precedenti [3], frazioni volumetriche pari allo 0,5% comportano una riduzione del 50% dei valori di resilienza a temperatura ambiente. Nel secondo tallone, a causa delle ridotte dimensioni dei precipitati non è stato possibile effettuare un'analisi di composizione tramite microsonda EDS, ma le micrografie

illustrate nella Figura 5 evidenziano l'inequivocabile presenza di fase σ , che appare più brillante dell'austenite e ferrite in virtù del suo più alto numero atomico medio. Quanto riscontrato sottolinea nuovamente quanto il processo di saldatura GTAW sia da considerarsi altamente critico per queste categorie di acciai inossidabili ed in special modo per gli acciai più altolegati come UNS S32760, per i quali le cinetiche di precipitazione sono favorite dall'elevato contenuto di elementi in lega che rendono il materiale più incline alla formazione di intermetallici [17].

Il materiale base prossimo alle ZTA corrispondenti al processo GTAW di entrambi i talloni, è stato invece interessato dalla precipitazione di nitruri di cromo (probabilmente Cr_2N) di forma globulare, osservati in posizione intergranulare (Fig. 6). Tali particelle, visibili nelle micrografie come piccoli punti neri ai bordi grano ferritici, possono essere attribuite ad un raffreddamento troppo lento della zona interessata e quindi ad un'esposizione prolungata entro un regime termico non trascurabile per la formazione di nitruri, ma comunque non sufficientemente elevato per la formazione di

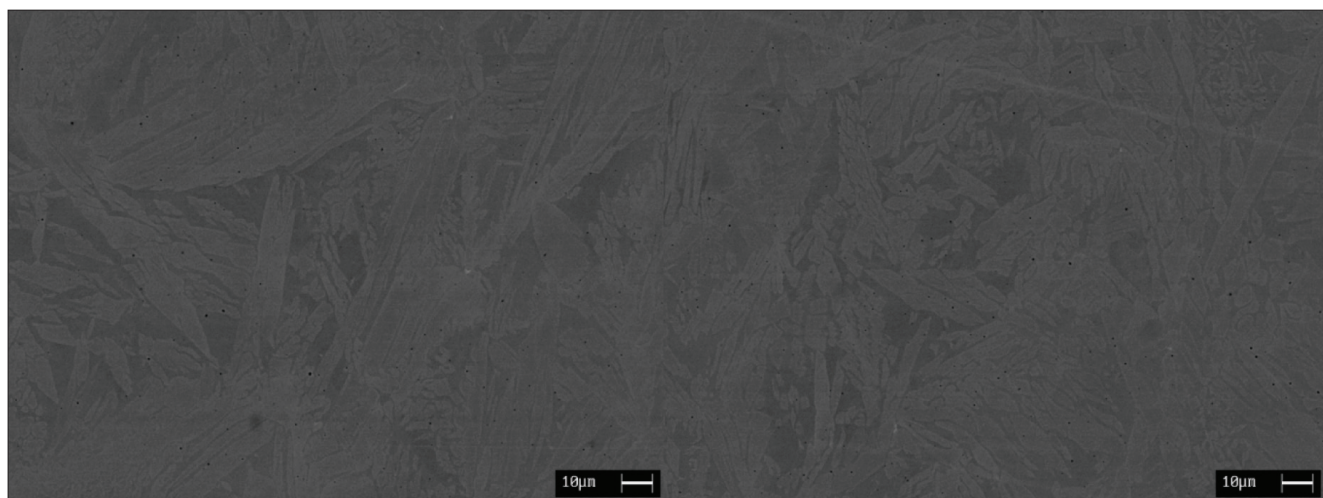


Figura 5 - Tallone 20316 - presenza di fase σ nella mezzeria della saldatura GTAW

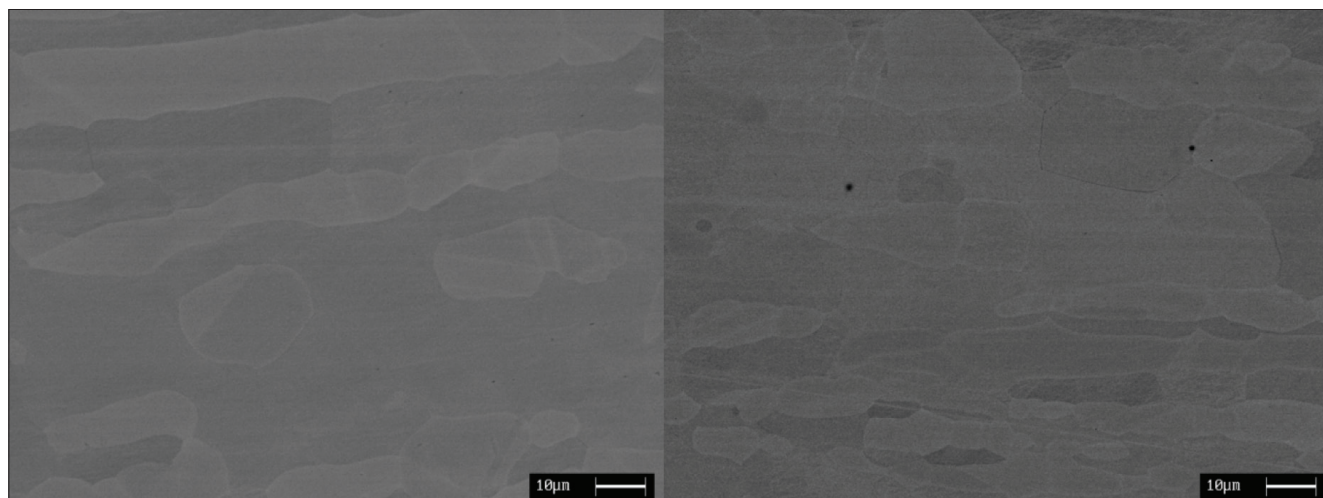


Figura 6 - Nitruri di cromo nel materiale base prossimo alla ZTA (SX) e all'estremità del tallone (DX)

intermetallici. Non è però da escludere che la presenza di tali fasi nella prossimità della ZTA non sia dovuta all'esposizione ad elevate temperature, ma che esse fossero già presenti nel materiale base di partenza, come è stato riscontrato in zone del tallone sufficientemente distanti dalla ZF e non soggette a cicli termici critici (Fig. 6).

Zona di saldatura SMAW

Il processo SMAW è stato utilizzato per il riempimento della parte superiore dei talloni ed è contraddistinto da un apporto termico inferiore rispetto al GTAW. Le più elevate velocità di raffreddamento consentono la formazione di una struttura dendritica in ZF che è mediamente più fine rispetto a quella ottenuta mediante GTAW, ma al contempo il grado di porosità risulta essere superiore.

La stima del livello di porosità in entrambi i talloni è stata eseguita mediante un'analisi d'immagine delle micrografie SEM: il tallone 29090A è risultato essere affetto da una porosità del 1,4%, mentre per il tallone 29316 è stato stimato un valore del 0,9% (Fig. 7). Questa differenza di porosità si

ripercuote nei valori di tenacità osservati e, seppur in minor parte rispetto alla fase σ , contribuisce al peggioramento delle caratteristiche meccaniche dei talloni. In virtù della minor precipitazione di fase σ , la ZF del tallone 29316 è risultata essere esente da precipitazione di intermetallici, mentre le prime passate SMAW eseguite sul tallone 29090A sono affette dalla presenza di fasi secondarie, originate nell'ultima passata GTAW ma che vengono "trascinate" nella ZF a causa del successivo procedimento di saldatura SMAW (Fig. 8).

La ZTA di entrambi i talloni è invece risultata essere affetta da precipitazione intergranulare di nitruri di cromo (Fig. 8), ma la più elevata velocità di raffreddamento causa anche la formazione di nitruri in posizione transgranulare (Fig. 9). In questa zona, infatti, il riscaldamento dovuto alla saldatura dei lembi dilata i reticoli cristallini, portando la ferrite in condizioni di soluzione solida sovrassatura di azoto.

Il successivo raffreddamento risulta essere troppo veloce per consentire la diffusione e la corretta ridistribuzione di tale elemento nella fase austenitica, causando la precipitazione di nitruri di forma allungata all'interno dei grani ferritici.

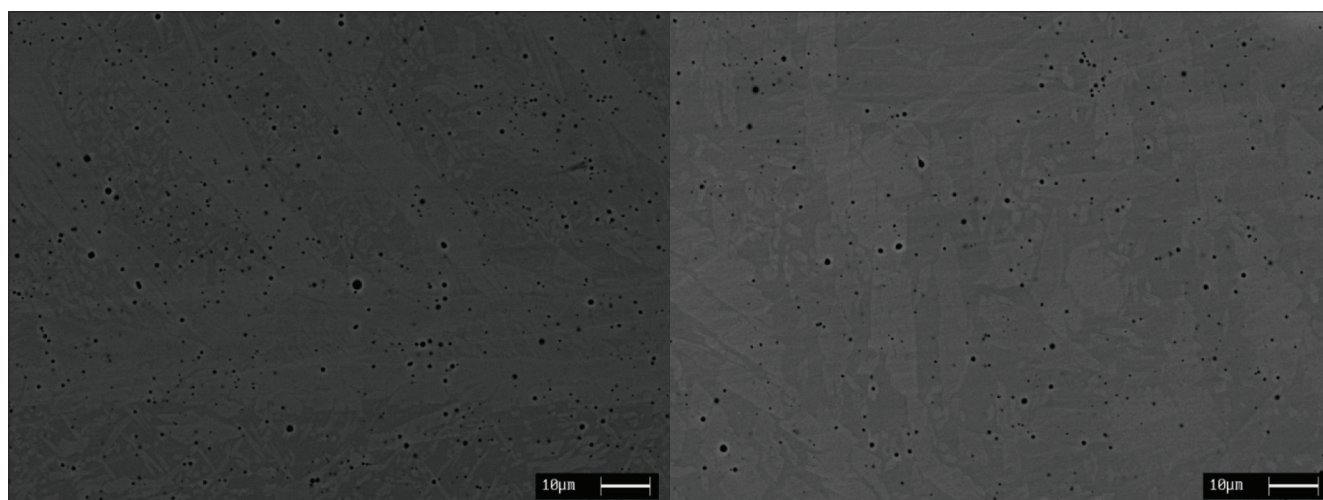


Figura 7 - Porosità in ZF delle saldature SMAW: 29090A (SX) e 29316 (DX)

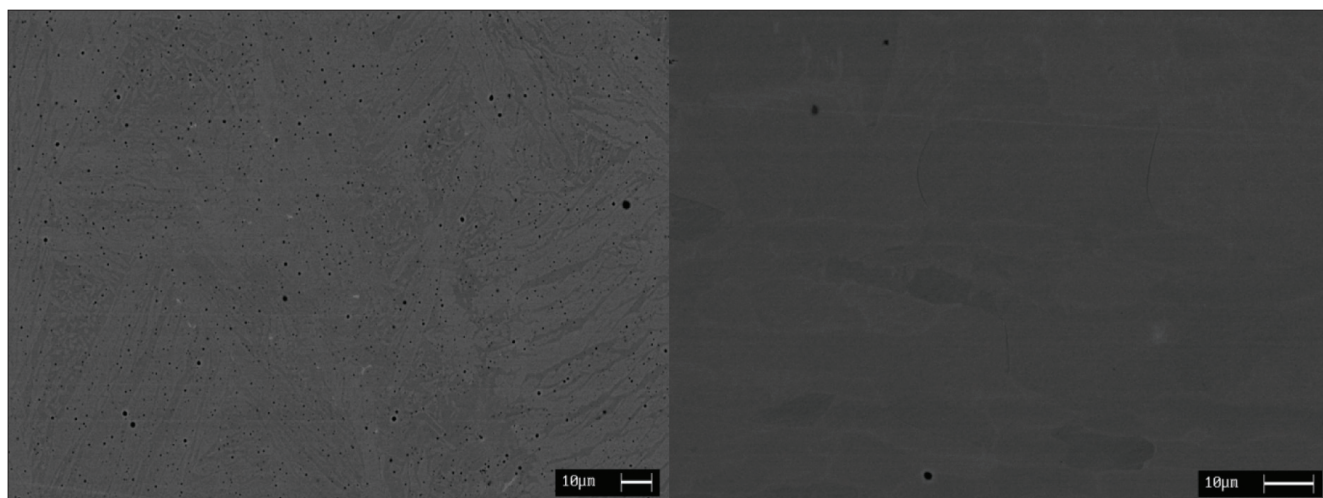


Figura 8 - Saldatura SMAW: fase σ in ZF nel tallone 29090A (SX) e nitruri intergranulari in ZTA (DX)

5. Conclusioni

Nella presente memoria si è analizzata la messa a punto e la verifica di una procedura di saldatura per la giunzione di un acciaio tipo UNS S32760 per uso in ambiente Off-Shore. Il giunto è stato realizzato mediante i processi manuali TIG (GTAW) e a elettrodo rivestito (SMAW), al fine di ottenere la combinazione di caratteristiche meccaniche, microstrutturali e di resistenza alla corrosione desiderate dal committente. I risultati ottenuti in entrambi i talloni sono molto positivi e incoraggianti data la criticità del materiale. È però evidente che solo il tallone 29316 rispetta le richieste imposte dal contratto. I risultati ottenuti e l'analisi metallografica hanno messo in evidenza la sensibilità dell'acciaio UNS S32760 alla perdita di caratteristiche meccaniche in seguito alla formazione di fasi intermetalliche se non viene saldato seguendo correttamente le adeguate procedure, mirate a produrre cicli termici di saldatura adatti allo scopo ed a ottenere una combinazione di richieste come quelle presentate in questa memoria. L'analisi dimostra che è quasi impossibile salda-

re quest'acciaio senza che si formi (anche se in una minima parte) una certa percentuale di fasi intermetalliche (quali σ e χ) o precipitino carburi o nitruri che infragiliscono il giunto. Questa percentuale può essere sufficientemente bassa e osservabile solo attraverso un'indagine al SEM.

Questa esperienza riporta quanto importante sia per un giunto saldato valutare nella sua interezza tutte le variabili necessarie per ottenere le caratteristiche richieste, indipendentemente dal tipo di materiale base. Questo aspetto è messo in evidenza nei casi limite (come in questo caso) dove ricercare il giusto connubio tra procedura di saldatura ideale e procedura applicabile produttivamente non è assolutamente facile. Bisogna, infatti, ricorrere a una attenta analisi preliminare per trovare il giusto mix di tutte le variabili di saldatura in modo da riuscire a ottenere le caratteristiche richieste e contemporaneamente rendere la procedura produttivamente applicabile a livello industriale. I risultati ottenuti dal tallone No. 29316, con gli ottimi valori di resilienza in zona fusa (media di 59 J) e in zona termicamente alterata (media di 84 J), la perdita di peso nulla, la totale assenza di pitting a

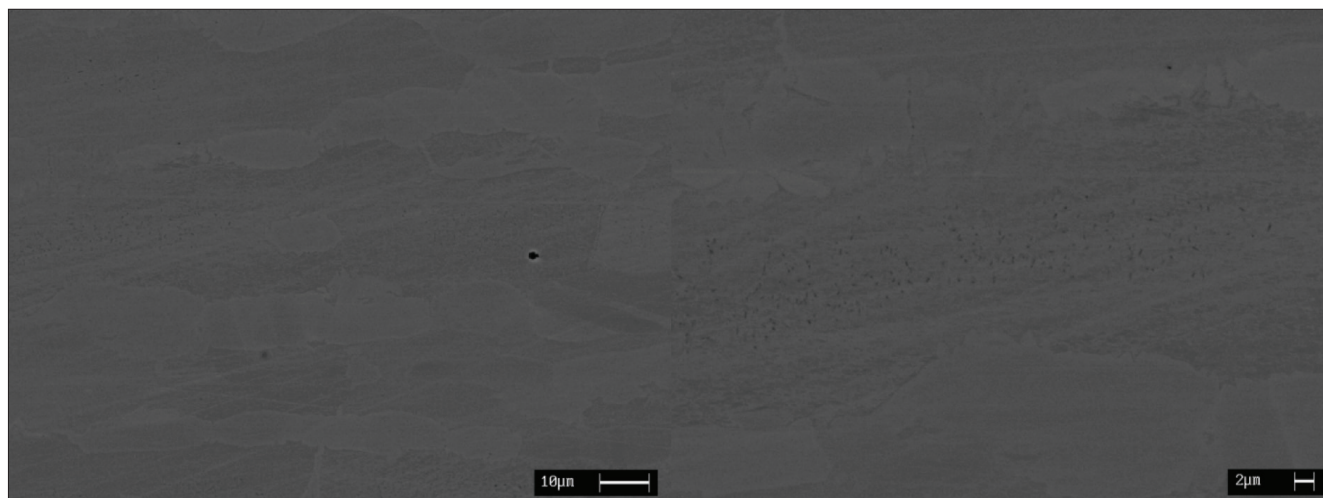


Figura 9 - Saldatura SMAW: nitruri transgranulari in ZTA (SX) relativo ingrandimento (DX)

seguito delle prove di corrosione e la mancanza di fasi intermetalliche di dimensione sufficientemente elevata per essere osservabili al microscopio ottico ci permette di dire con assoluta certezza che la procedura di saldatura eseguita su questo tallone rispetta tutte le richieste contrattuali im-

poste dal committente. Il presente lavoro ha inoltre messo in evidenza che l'utilizzo di miscele di gas di protezione meno tradizionali, come quelle utilizzate, portano a un effettivo miglioramento delle caratteristiche del giunto, se utilizzate congiuntamente a procedure correttamente ottimizzate.

Bibliografia

- [1] Laboratorio Prove Materiali San Marco, Test reports 34603, 16/04/13.
- [2] Laboratorio Prove Materiali San Marco, Test reports 35048, 13/06/13.
- [3] I. Calliari, M. Breda, E. Ramous, K. Brunelli, M. Pizzo and C. Menapace, J. Mater. Eng. Perform. 21 (2012) 2117-2123.
- [4] M. Frodigh, Sandvik Materials Technology, "High alloyed duplex stainless steels - Aspects on welding and fabrication", Giornate Nazionali di Saldatura 7 (2013).
- [5] TMR Stainless, "Linee guida pratiche per la lavorazione di acciai inossidabili austeno-ferritici", International Molybdenum Association (IMOA), 2011.
- [6] Claes-Ove Pettersson, P. Stenvall, Z. Zhou, Sandvik Materials Technology, "High alloyed duplex & austenitic stainless steels - Aspects on welding and fabrication", Eurojoint 5 & Giornate Nazionali di Saldatura 5 (2009).
- [7] J.O. Nilsson, Super duplex stainless steels, Mat. Sci. Techn. Vol. 8, (1992), Pag. 685.
- [8] J.O. Nilsson, P. Kangas, T. Karlsson, A. Wilson, Metallurgical and Materials Transactions 31A, (2000), Pag. 35.
- [9] T.H. Chen, K.L. Weng, and J.R. Yang, Mat. Sci. Eng. A338, (2002), pp. 259-270.
- [10] L. Karlsson, L. Bengtsson, U. Rolander, S. Pak, Proc. 'Application stainless steel 92', Stockholm, The Institute of Metals, (1992), Pag. 335.
- [11] Claes-Ove Pettersson, Guocai Chai, Sandvik Materials Technology, "Effect of Mechanical Properties at Aging or Stress Reliving Weld of Grade UNS 32750" Stainless Steel World Maastricht 2005.
- [12] Saldatura per fusione, Vol. 2, Istituto Italiano della Saldatura.
- [13] ASME BPVC Sez. II Part A & C.
- [14] ASME BPVC Sez. V.
- [15] ASME BPVC Sez. IX.
- [16] R.N. Gunn, Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications, Abington Publishing, Cambridge, England (1997).
- [17] I. Calliari, M. Pellizzari and E. Ramous, Precipitation of Secondary Phases in Super Duplex Stainless Steel Zeron 100 Isothermally Aged, Mater. Sci. Technol., 2011, 27, pp. 928-932.
- [18] J.O. Nilsson, Material Science and Technology, Vol. 8 (1992), p. 685.

De Pretto Industrie

L'azienda si occupa di costruzione di grandi strutture saldate complesse, componenti saldati e placcati per il mercato Oil & Gas e Off-shore, esegue lavorazioni meccaniche di precisione sulle strutture saldate realizzate internamente e per conto terzi. Realizza montaggio e assemblaggio di macchine termiche di produzione propria e componenti complessi costruiti per terzi. La missione dell'azienda è la continua ricerca per soddisfare le attese e richieste dei clienti, con l'obiettivo di fornire sia il prodotto finito che anche, in caso di bisogno, il supporto tecnologico ai clienti per il raggiungimento di quanto chiesto nel rispetto delle caratteristiche del prodotto stesso o degli standard internazionali di riferimento.

Jacopo BASONI, laureato in ingegneria chimica presso l'Università Simón Bolívar (Caracas, Venezuela) nel 2000. Ha cominciato la sua attività lavorativa nel 2000 come ingegnere addetto ai collaudi I.S.P.E.S.L. delle apparecchiature in pressione, presso la MABER srl. Dal 2002 ha lavorato presso la ETTORE ZANON spa come responsabile della saldatura, coordinatore della saldatura e ingegnere addetto ai collaudi delle apparecchiature in pressione. Dal 2008 a oggi svolge la sua attività come responsabile del supporto tecnico in saldatura, coordinatore della saldatura e ingegnere addetto al controllo della produzione del reparto Fabbricazione saldata, presso la De Pretto Industrie srl (precedentemente chiamata MANTURBO De Pretto). È in possesso delle seguenti qualifiche IWE, IWI-C e patentini per lavorare al largo in piattaforma petrolifera OPITO e Shell Offshore Passport. Attualmente è anche dottorando di ricerca in Metallurgia della Scuola di Ingegneria Industriale presso l'Università degli Studi di Padova.

Irene CALLIARI, laureata in Fisica. Ricercatrice del Dipartimento di Ingegneria Industriale dell'Università degli Studi di Padova e docente di Caratterizzazione dei Materiali. Svolge la sua attività di ricerca nel settore metallurgico, in particolare si occupa di trasformazioni di fase negli acciai inossidabili. Autore di circa 130 pubblicazioni su riviste nazionali ed internazionali. Membro attivo dell'Associazione Italiana di Metallurgia per la quale svolge attività di docenza a corsi e giornate di studio.

Marco BREDÀ, laureato in Ingegneria Meccanica presso l'Università degli Studi di Padova nel 2010. Iscritto al terzo anno della Scuola di Dottorato in Ingegneria Chimica, dei Materiali e della Produzione (ex indirizzo Ingegneria Metallurgica), si occupa dello studio della metallurgia fisica degli acciai inossidabili (in particolare acciai Duplex), in relazione alle modifiche strutturali causate dai trattamenti termici, dalla deformazione plastica a freddo e dai processi di saldatura.

Fabio TOLDO, dopo aver conseguito il Diploma di Perito Metallurgico, ha conseguito il Diploma di Laurea in Ingegneria Meccanica (orientamento "Materiali") nel 2000. Dal 1997 al 2004 ha lavorato presso la ditta FORGITAL spa (ora FORGITAL ITALY spa) occupandosi di certificazione prodotto, controllo materia prima, analisi statistiche, trattamenti termici, gestione non conformità, pianificazione della produzione ed infine analisi e gestione di scarti e ripristini. Da febbraio 2004 ad oggi lavora presso la ditta Laboratorio Prove Materiali S. Marco srl dove è responsabile dei servizi commerciale, acquisti, programmazione, analisi chimiche ed RSPP oltre che impiegato dei servizi prove meccaniche e controlli non distruttivi. Da giugno 2013 ricopre il ruolo di Direttore Tecnico.

Roberto MENECHINI, ha conseguito il Diploma di Perito Meccanico nel 2000 presso l'ITIS "De Pretto" di Schio. Da settembre 2000 a marzo 2007 ha lavorato presso la ditta BALDANFORGE srl occupandosi di controllo qualità nell'ambito della produzione di particolari forgiati tramite ricalcatura ed elettrocalatura. Da marzo 2007 lavora presso la ditta Laboratorio Prove Materiali S. Marco srl occupandosi di metallografia, prove meccaniche e prove di corrosione.

Phases quantification in duplex stainless steels weldments

M. Breda^{1, a*}, S. A. Ontiveros Vidal^{2, b}, J. Basoni^{3, c}, I. Calliari^{4, d}

^{1, 3, 4} Industrial Engineering Department (DII), University of Padova, via Gradenigo 6A, 35131, Padova – Italy

² Instituto Tecnológico de Saltillo, Venustiano Carranza 24000, Tecnológico, 25280 Saltillo, Coahuila de Zaragoza – Mexico

^a marco.breda@studenti.unipd.it, ^b chava_vidal@hotmail.com, ^c jacopo.basoni@studenti.unipd.it,

^d irene.calliari@unipd.it.

Keywords: electroplasticity, Electro-Plastic Effect (EPE), Electrically Assisted Manufacturing (EAM).

Abstract. Duplex Stainless Steels (DSS) are very attractive steels and their application is presently of increasing interest, especially as structural materials in aggressive environments. DSS are austeno-ferritic biphasic steels, having an austenite-to-ferrite phase ratio of about one, giving the best combination of mechanical and corrosion-resistance properties. However, these steels must be handled with extreme care, especially if thermal cycles are involved, owing to the formation of dangerous secondary compounds that highly worsen their excellent properties.

The production of big pipes requires manufacturing welding operations on steel plates or sheets and the final products must satisfy specific requirements in terms of material properties. DSS approximately contain equal volume fraction of the phases that, in practice, cover a slightly wider range within 40/60 and 60/40. Therefore, since DSS properties depend on phase ratio, ferrite quantification on an industrial scale represents a topic of great interest, which must be as reliable as possible and, at the same time, quickly executable.

The present paper gives a comparison of different methods currently employed for ferrite determination in DSS weldments, in order to understand the limits derived from the specific employed technique.

Introduction

Duplex Stainless Steels (DSS) possess a biphasic austenitic-ferritic microstructure, in which the presence of equal volume fractions of the phases provides an excellent combination of mechanical properties and corrosion resistance, especially when compared with conventional stainless steels grades [1,2]. Therefore, their use permits to develop components with smaller thicknesses – and therefore lighter – without compromising corrosion resistance and avoiding the use of expensive anti-corrosion coatings, making them particularly suitable as structural materials in Off-Shore engineering. However, DSS are very sensitive to secondary phases precipitation if subjected to improper thermal cycles in the temperature range of 850–950°C, also for very short time [1-4]. After the forming operations, DSS are exposed to a solution-annealing treatment, in order to redissolve any precipitate formed during the manufacturing cycle and to achieve the desired Duplex microstructure. Nevertheless, although the 50/50 phase ratio is the ideal value, in reality the phase fractions cover a slightly wider range, which is between 40/60, and 60/40. For welding purposes, DSS must be managed as the austenitic grades but using dedicated devices, in order to limit the

occurrence of corrosion caused by the formation of undesired structures, and considering that the solution-annealing treatment could not be performed. Therefore, welding beads must be free from secondary phases and the austenite/ferrite volume fractions must be maintained within the desired ranges, to avoid losses in corrosion resistance and mechanical properties.

The qualification tests for DSS weldments always require a systematic measurement of the ferrite percentage (%FE) in different parts of the joint – base material (BM), heat affected zone (HAZ) and fusion zone (FZ). The international reference standards assess how to achieve this kind of examination, but often customers request dedicated procedures by adapting the standardized approach to their specific requirements. The most widely accepted international standard for %FE determination is from Optical Microscopy(OM) after polishing and chemically etching the specimens, in accordance with the ASTM E562-11 standards (manual point count), that provide information on selecting type of a pattern and number of fields to be analyzed, to ensure a well-defined relative accuracy. On the other hand, points counting through a dedicated image analysis software for automatic counting is otherwise possible, in accordance with the provisions of ASTM E1245-03 standards (automatic image-analysis). In both cases, the use of Scanning Electron Microscope (SEM) instead of OM can be adopted, by using the signal derived from backscattered electrons (BSE). The SEM-BSE observation allows distinguishing the micro-structural constituents according to their average atomic number and, therefore, ferrite (the lighter phase) appears darker than austenite (the heavier phase).

Phases quantification by image analysis on OM and SEM micrographs is often replaced by other simple – and faster – field-methods, among which the use of ferritoscope is the most popular. This technique is based on measuring the magnetic field generated by an induced-currents probe by placing it in contact with the metal surface. Since ferrite is a magnetic phase, while austenite is a magnetic, this device gives the amount of ferrite by measuring the magnetic response of the material. However, this method is very sensitive to the finishing of the contact surface, in order to guarantee a proper contact and the regularity of the magnetic field, and cannot be applied near edges or corners, owing to the distortion of the magnetic field. Moreover, the use of ferritoscope is limited to the investigation of wide areas of welds and base material, whereas HAZ is not readily controllable, due to the small size of the area. Ferritoscope results are given in units called Ferrite Number (FN) and are automatically converted into %FE through an internal correlation. Another method for %FE determination is that based on calculations from phase diagrams, according to the AWS 5.4 assessments, by knowing Cr equivalent (Creq) and Ni equivalent (Nieq) values of base and filler materials derived from chemical analyses. A disadvantage of this method lie on the low accuracy level of the obtained values, since the lines on diagrams are drawn only for some reference values, and all points in between are evaluated graphically, implying many difficulties and a dependence on the adopted interpolation method. Moreover, if on one side BM and FZ compositions can be easily determined, the chemical analysis HAZ cannot be executed, owing again to its small size.

The purpose of this study is to compare the different methods for %FE determination in DSS welded joints, by confirming their relative reliability and the associated accuracy. Two 2205 DSS full-penetration weldments joining a forged and a sintered BM were analyzed, for which the same welding procedure was adopted.

Experimental procedure and results

The weldments under study were made by joining two types of 2205 DSS (UNS S31803) base materials (compositions in Table 1), produced by traditional forging and Hot Isostatic Pressure (HIP). The two qualification beads (Bead-1 and Bead-2) were full-penetration joints, welded using the Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) process for the first passes (about 6 mm of deposited material) and subsequently filled using the Shielded Metal Arc Welding (SMAW) technique.

Table 1. Chemical composition of the base materials (remaining Fe) [wt.%].

	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>Cu</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>N</i>
<i>forged</i>	0.027	0.22	1.12	22.2	5.9	3.3	0.16	0.023	0.002	0.16
<i>HIP</i>	0.021	0.71	1.13	22.4	5.2	3.1	0.17	0.018	0.003	0.17

For the metallographic investigation, the two beads were mechanically polished and electrolytically etched at 5V, using a solution composed by 30% of NaOH in de-ionized water. The etched samples were observed using a Leica DMRE Optical microscope (OM) by distinguishing different zones of the weldments: BM (at about half thickness), upper HAZ (cover layers), lower HAZ (root layers), upper FZ and lower FZ. In the OM evaluation, four methods were employed to evaluate %FE: manual counting points (ASTM E562) by using fixed parameters (magnification, grid and number of fields), manual counting points method (ASTM E562) by using variable parameters, automatic image analysis (ASTM E562 and ASTM E1245) and manual image analysis (variable magnification). For the first three methods, it was decided to maintain a constant 500x magnification for all the investigated areas.

The same zones of the weldments were also observed using a Leica Cambridge Stereoscan 440 Scanning Electron Microscope (SEM) operating in backscattered-electron mode (BSE) at 29 kV. In this case, the samples were previously etched as for OM, in order to better define phase boundaries, and the magnification was set as variable, according to the particular investigated microstructure. The micrographs were edited on Leica Q-Win image-analysis software for an estimation of %FE, applying proper filters to improve phase contrasts and minimize grayscale threshold errors (filtering procedure adapted to the specific case).

For the aim of the present work, %FE was also measured using a portable Fischer MP30 Ferritscope in the previously defined areas, and calculated using phase diagrams (Schaeffler-Delong, ESPY and WRC-1992), after the evaluation of the local chemical composition and the calculation of Cr_{eq} and Ni_{eq} values.

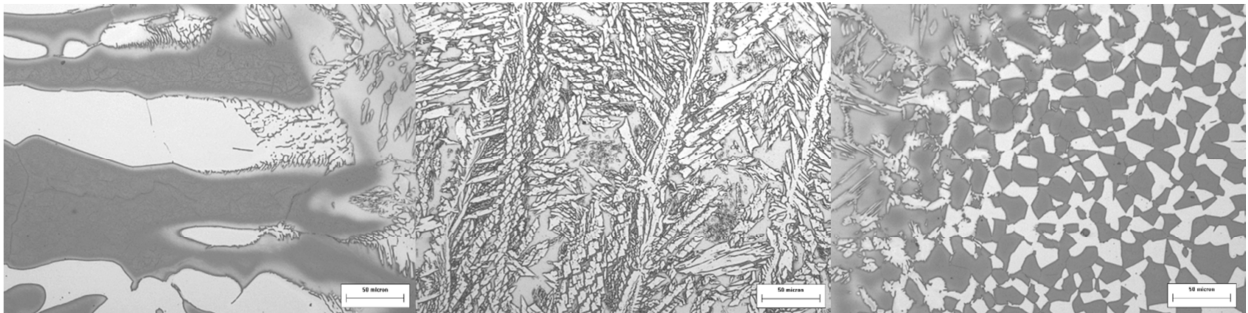


Fig. 1. OM images of etched microstructures in the investigated DSS weldments: forged BM-HAZ (left), FZ (middle), HIP HAZ-BM (right) .

Results and discussion

In both qualification beads, the BM microstructures were free from intermetallics and the welded zones exhibited the classical dendritic morphology achieved after cooling (Fig. 1). The employed welding processes have different characteristics that are reflected on the achievable final microstructure; GTAW, owing to its high heat input, involves the formation of coarser dendritic structures in FZ than SMAW, but at the same time a reduced micro-porosity level can be obtained.

Table 2 – Comparison of ferrite quantification methods (Bead-1 over Bead-2)

Method	%FE (st.dev.)						
	Forged BM	Upper HAZ	Lower HAZ	Upper FZ	Middle FZ	Lower FZ	HIP BM
manual OM	52 (12)	60 (13)	55 (9)	37 (9)		30 (6)	
16 pt. grid	51 (7)	58 (8)	57 (6)	41 (10)	-	30 (9)	-
manual OM	52 (5)	61 (3)	57 (5)	32 (3)		30 (3)	
96 pt. grid	50 (6)	62 (4)	58 (5)	37 (4)	-	31 (3)	-
automatic OM	54 (1)	59 (1)	60 (1)	34 (2)	55 (4)	32 (2)	33 (9)
500x	52 (1)	59 (2)	56 (2)	38 (1)	-	32 (1)	-
manual OM	50 (7)			36 (3)	46 (3)	29 (4)	56 (2)
variable mag.	56 (10)	-	-	43 (5)	37(6)	34 (8)	57 (2)
SEM	44 (6)	58 (7)	59 (8)	38 (4)	40 (4)	26 (5)	49 (3)
	47 (7)	64 (8)	65 (9)	43 (6)	36 (9)	32 (7)	52 (2)
Ferritoscope	53 (1)			37 (1)		32 (1)	
	58 (1)	-	-	40 (2)	-	26 (1)	-
Schaeffler	49	-	-	38			
				34	-	-	49
ESPY	82	-	-	28			
				25	-	-	89
WRC-1992	84	-	-	56			
				51	-	-	98

The results of the investigation are listed in Table 2, where the values relative to Bead-1 are reported over those concerning Bead-2. Considering the OM quantification, it is possible to note that increasing the number of evaluation-grid points, the accuracy of the performed evaluation also increased, as the standard deviation was strongly reduced; however, a major number of points lead to an increase in quantification time spent by the operator, which is not suitable for the industrial scale. On the other hand, the image analysis software provides the more accurate results, even using a smaller number of fields, because the system automatically deletes the “problems” concerning the choice of the suitable grating; in this case, the evaluation procedure must be properly set-up. Furthermore, since the weld zones are composed of different microstructures in terms of dendrites size, the errors in FZ were also reduced using variable magnification, adapting it to the particular observed structure. The middle part of FZ was not always taken into account, since it is a transient region and requires particular assessments. Adopting the OM method, the micrographs can be in

any case easily edited using image-analysis, because the employed reagent darkens ferrite and leaves austenite unaffected; therefore, the images appear in a grayscale pointing toward a black-and-white image (having a net phase contrast), allowing for a simple determination of ferrite volume fraction and facilitating discrimination of phases.

Concerning the quantification by SEM images, the performed analysis showed different values with respect to OM and ferrite was mainly underestimated. It's explained by the fact that the technique introduces a further source of uncertainty in phases evaluation, since the signal from the BSE detector is processed by assigning different shades of grey to the detected energies. Therefore, the micrographs are no more like black-and-white images, but an extended greyscale image is created, and the threshold defining the boundary between the phases cannot be univocally defined at all. In addition, austenite and ferrite compositions are strongly conditioned by the previous thermo-mechanical processes, inevitably affecting the observed microstructure, since changes in average atomic number can occur.

The ferritoscope values, although little dispersed, sometimes coincide and sometimes significantly differ from the values obtained by OM and SEM methods. This fact is mainly due to the greater extent of the analysed volume (about 10 mm³) with respect to application other techniques, and also to the amplification of the uncertainty in conversion from FN to %FE.

Finally, the values calculated from phase diagrams showed the greatest variability, also related to the chosen method. In this regard, except for the Schaeffler-Delong diagram, the results were highly misaligned if compared to OM, SEM and ferritoscope outcome. This is intrinsically due to such diagrams, which have been developed to perform the calculations on areas having higher concentrations of DSS peculiar element and thus more similar to that pertaining to filler materials.

Conclusions

In the present paper, different methods currently employed for ferrite quantification in Duplex Stainless Steels (DSS) weldments were compared, in order to understand the limits related to the specific technique. Analyses involving OM, SEM, ferritoscope and phase diagrams were considered, and the ferrite estimations are presented in this work.

From the results, it was revealed that OM is preferable if compared to SEM for ferrite quantification, both in base material and in the welded zone. OM micrographs, in fact, are nearly black-and-white images and, therefore, the subsequent image-analysis can be readily performed. However, it must be noted that the more homogeneous the microstructure is the more reliable the quantification will be; and the magnification must be properly chosen, in order to avoid increasing in uncertainty. On the contrary, SEM micrographs are grayscale images and phases quantification highly suffers from the assigned thresholds by the operator to phase boundaries.

Finally, the investigation confirmed the low accuracy of field methods such as ferritoscope analyses and those based on calculations considering phase diagrams. These methods, although simple and fast, cannot assure reliable ferrite quantification owing to intrinsic uncertainties.

References

- [1] J. O. Nilsson, Super duplex stainless steels, *Mater. Sci. Tech.* 8 (1992)685.
- [2] R. N. Gunn, Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications. Abington Publishing, Cambridge, England, 1997.
- [3] I. Calliari, G. Straffelini and E. Ramous, Investigation of secondary phase effect on 2205 DSS fracture toughness, *J. Mater. Sci.* 41 (2006)7643.
- [4] I. Calliari, M. Pellizzari and E. Ramous, Precipitation of secondary phases in super duplex stainless steel Zeron100 isothermally aged, *Mater. Sci. Tech.* 27 (2011)928.