

Università degli Studi di Napoli “Federico II”



Facoltà di Ingegneria

Dipartimento di Ingegneria dei Materiali e della Produzione

Dottorato di ricerca in

Tecnologie e sistemi di produzione

XXII ciclo

INFLUENZA DELLE SCELTE DI PROGETTO E DEI PARAMETRI DI
PROCESSO SULLA SUSCETTIBILITÀ A CORROSIONE DI GIUNTI
SALDATI DI ALLUMINIO

Coordinatore:

Ch.mo prof. Giuseppe Giorleo

Candidato:

Ing. Giovanni Castagnola

Tutor:

Ch.mo prof. Francesco Bellucci

Anno Accademico 2008 - 2009

Indice

Indice	i
Indice delle figure	iii
Sommario	1
Introduzione	2
Capitolo 1 – L’alluminio.....	6
Paragrafo 1.1 – L’alluminio in aeronautica.....	8
Paragrafo 1.2 – La saldatura dell’alluminio.....	22
Paragrafo 1.3 – La corrosione dell’alluminio e dei giunti saldati.	56
Capitolo 2 – Materiali e metodi.....	67
Paragrafo 2.1 . – Materiali investigati.	68
Paragrafo 2.2 – Misure elettrochimiche: monitoraggio del potenziale a circuito aperto e polarizzazione anodica.	75
Paragrafo 2.3 – Elettrochimica locale: la microcella.	78
Paragrafo 2.4 – Test di corrosione: gel test.....	81
Paragrafo 2.5 – Microscopia ottica e a scansione elettronica.	84
Capitolo 3 – Risultati sperimentali giunti saldati laser.	86
Paragrafo 3.1 - Giunto 2139 – 2139 T3 con cordone 2319.	88
Paragrafo 3.2 - Giunto 2139 – 2139 T3 con cordone 4047.	95
Paragrafo 3.3 - Giunto 6156 T4 -2139 T3 con cordone 4047.	102
Paragrafo 3.4 - Giunto 2139 - 2139 con cordone 2319 e trattamento termico post-saldatura T8.....	108
Paragrafo 3.5 - Giunto 2022 – 2022 T3 con cordone 2319.	114
Paragrafo 3.6 - Giunto 2022 - 2022 con cordone 2319 e trattamento termico post-saldatura T8.....	121
Paragrafo 3.7 - Giunto PA734 – 7475 T4 con cordone 4047.....	128
Paragrafo 3.8 - Giunto PA734 - 7475 T4 con cordone 5356.....	136
Capitolo 4 – Risultati sperimentali saldati per attrito.	143
Paragrafo 4.1 – Giunto FSW overlap AA 2024 – AA 2024 T3	145

Paragrafo 4.2 . - Giunto FSW overlap AA 6056 – AA 6056 T3	165
Paragrafo 4.3 - Giunto FSW overlap AA 7075 T6 – AA 2024 T3	181
Paragrafo 4.4 – Giunto FSW overlap AA 7075 T6 – AA 2198 T4.....	209
Conclusioni	231
Bibliografia.....	236

Indice delle figure

Figura 1-2. Diverse tipologie di porosità.	29
Figura 1-3. Forma e locazione delle cricche.	29
Figura 1-4. Distorsione trasversale e longitudinale.....	31
Figura 1-5. Distorsioni angolari.	31
Figura 1-6. Applicazione del Laser Beam Welding nell'industria aeronautica.	34
Figura 1-7. Disposizione dei fasci laser per saldatura di giunto a T.....	34
Figura 1-8. Profondità di penetrazione del keyhole.....	35
Figura 1-9. Laser YAG.....	35
Figura 1-10. Tipico giunto saldato a mezzo laser.	37
Figura 1-11. Rappresentazione schematica della friction stir welding.	41
Figura 1-12. Configurazioni dei giunti realizzabili con la FSW: (a) square butt, (b) edge butt, (c) T butt joint, (d) lap joint, (e) multiple lap joint, (f) T lap joint, (g) fillet joint.	42
Figura 1-13. Rappresentazione schematica di un utensile FSW.....	43
Figura 1-14. Modello del flusso di metallo e zone metallurgiche sviluppate durante la FSW.....	46
Figura 1-15. Effetto della velocità di rotazione sul picco di temperatura in funzione della distanza dalla linea centrale della saldatura.....	48
Figura 1-16. Tipica macrografia che mostra le varie zone microstrutturali della FSW.	50
Figura 1-17. Forme della nugget zone.....	51
Figura 1-18. Distribuzione della dimensione dei grani nella nugget zone.	52
Figura 1-19. Microstruttura della TMAZ.....	53
Figura 1-20. Microstrutture dei precipitati all'interno dei grani e lungo il bordo dei grani: (a) metallo base, (b) HAZ, (c) TMAZ vicino la HAZ, (d) TMAZ vicino la nugget zone.	54
Figura 1-21. a) pitting penetrante b) pitting cavernizzante.	57
Figura 1-22. Diverse morfologie di pitting.....	59
Figura 1-23. Esempio di caratteristica anodica.	59
Figura 1-24. Variazioni del comportamento anodico.....	62
Figura 1-25. Tipica curva di polarizzazione catodica.	63
Figura 1-26. Effetto di aerazione differenziata.....	64
Figura 1-27. Meccanismo del pitting.....	65
Figura 2-1. Geometria dell'utensile adoperato per le saldature FSW.....	72
Figura 2-2. Configurazione a tre elettrodi micro cella.....	78
Figura 2-3. Microcella utilizzata per le misure potenziometriche.	79
Figura 2-4. Rappresentazione schematica della strumentazione di misura.	80
Figura 2-5. Gel utilizzato per il test a corrosione.....	82
Figura 2-6. Applicazione del gel sul provino.....	83
Figura 3-1. Localizzazione dei punti sottoposti a micro polarizzazione.	86
Figura 3-2. Curve di ocp (a) e polarizzazioni (b) del giunto 2022-2022 C2319 T8.....	87
Figura 3-3. Curve di polarizzazione per il giunto 2139-2139 C2319 T3.....	88
Figura 3-4. Confronto con deaerata per la lega 2139 T3 laminata.	90
Figura 3-5. Confronto con deaerata per la lega 2139 T3 estrusa.....	90
Figura 3-6. Giunto 2139-2139 C23219 T3 Ingr. 60x (a)skin, (b) stringer e (c)cordone.....	91

Figura 3-7. Gel test del giunto 2139-2139 C2319 T3 subito dopo l'applicazione.....	91
Figura 3-8. Gel test del giunto 2139-2139 C2319 T3 dopo 3 giorni dall'applicazione.	92
Figura 3-9. 2139-2139 C2319 T3 cordone Ingr. 600x.	92
Figura 3-10. Giunto 2139-2139 C2319 T3 a)stringer 1500x b) skin 1500x.	93
Figura 3-11. 2139-2139 C2319 T3.	94
Figura 3-12. 2139-2139 skin.	94
Figura 3-13. Curve di polarizzazione per il giunto 2139-2139 C4047 T3.	95
Figura 3-14. 2139-2139 C4047 T3 Ingr. 60x (a) skin 1 e (b) skin 2.....	97
Figura 3-15. Giunto 2139-2139 C4047 T3 Ingr. 60x a)stringer 1 b) stringer.	97
Figura 3-16. Giunto 2139-2139 C4047 T3 Ingr. 60x (a) cordone 1 e (b) cordone 2.	98
Figura 3-17. Gel test del giunto 2139-2139 C4047 T3 subito dopo l'applicazione.....	98
Figura 3-18. Gel test del giunto 2139-2139 C4047 T3 dopo 3 giorni dall'applicazione.	99
Figura 3-19. Giunto 2139-2139 C4047 T3 (a) cordone 1500x e (b) skin 1500x.	99
Figura 3-20. 2139-2139 C4047 T3 cordone.	100
Figura 3-21. Giunto 2139-2139 C4047 T3 stringer.	100
Figura 3-22. Giunto 2139-2139 C4047 T3 skin.	101
Figura 3-23. Curve di polarizzazione per il giunto 6156-2139 C4047 T4.	102
Figura 3-24. Confronto con deaerata per la lega 6156 T4.....	103
Figura 3-25. Confronto con deaerata per la lega 2139 T3.....	104
Figura 3-26. Giunto 6156-2139 C4047 T4 Ingr. 60x (a) skin, (b)stringer e (c) cordone.	105
Figura 3-27. Gel test del giunto 6156-2139 4047 T4 subito dopo l' applicazione.....	105
Figura 3-28. Gel test del giunto 6156-2139 4047 T4 dopo 3 giorni dall'applicazione.....	106
Figura 3-29. Giunto 6156-2139 4047 T4 cordone Ingr.600x.	106
Figura 3-30. Giunto 6156-2139 4047 T4 skin Ingr. 1500x.	106
Figura 3-31. Giunto 6156-2139 4047 T4 cordone.	107
Figura 3-32. Curve di micropolarizzazione per il giunto 2139-2139 C2319 T8.....	108
Figura 3-33. Confronto con deaerata per la lega 2139 T8 laminata.	110
Figura 3-34. Confronto con deaerata per la lega 2139 T8 estrusa.	110
Figura 3-35. Giunto 2139-2139 C2319 T8 Ingr.60x (a) skin, (b) stringer e (c)cordone.	111
Figura 3-36. Gel test del giunto 2139-2139 C2319 T8 subito dopo l'applicazione.....	111
Figura 3-37. Gel test del giunto 2139-2139 C2319 T8 dopo 3 giorni dall'applicazione.	112
Figura 3-38. 2139-2139 C2319 T8 cordone – Ingr: 1500X.	112
Figura 3-39. Giunto 2139-2139 C2319 T8 a)skin 1500x b)stringer 600x.	112
Figura 3-40. Giunto 2139-2139 C2319 T3 cordone.	113
Figura 3-41. Curve di micropolarizzazione per il giunto 2022-2022 C2319 T3.....	114
Figura 3-42. Confronto con deaerata per la lega 2022 T3 laminata.	115
Figura 3-43. Giunto 2022-2022 C2319 T3 Ingr.60 (a) skin, (b) stringer 1 e (c) stringer 2.....	116
Figura 3-44. Giunto 2022-2022 C2319 T3 Ingr.60 (a) cordone 1 e (b) cordone 2.	116
Figura 3-45. Gel test del giunto 2022-2022 C2319 T3 subito dopo l'applicazione.....	117
Figura 3-46. Gel test del giunto 2022-2022 C2319 T3 dopo 3 giorni dall'applicazione.	117
Figura 3-47. Giunto 2022-2022 C2319 T3 cordone (a) 600x e (b) 1500x.	118
Figura 3-48. Giunto 2022-2022 C2319 T3 (a) stringer 3000x e (b) skin 600x.....	118
Figura 3-49. Giunto 2022-2022 C2319 T3 cordone.	119
Figura 3-50. Giunto 2022-2022 C2319 T3 cordone.	119
Figura 3-51. Giunto 2022-2022 C2319 T3 skin.	120

Figura 3-52. Curve di micropolarizzazione per il giunto 2022-2022 C2319 T8.....	121
Figura 3-53. Confronto con deaerata per la lega 2022 T8 laminata.	123
Figura 3-54. Giunto 2022-2022 C2319 T8 Ingr. 60x (a) skin 1, (b) skin 2, (c) stringer 1 e (d)stringer 2.....	123
Figura 3-55. Giunto 2022-2022 C2319 T8 Ingr. 60x (a) cordone 1 e (b) cordone 2.	124
Figura 3-56. Gel test del giunto 2022-2022 C2319 T8 subito dopo l'applicazione.....	124
Figura 3-57. Gel test del giunto 2022-2022 C2319 T8 dopo 3 giorni dall'applicazione.	125
Figura 3-58. Giunto 2022-2022 C2319 T8 cordone – Ingr. 600X.....	125
Figura 3-59. Giunto 2022-2022 C2319 T8 stringer (a) 600x e (b) 1500x.	126
Figura 3-60. Giunto 2022-2022 C2319 T8 skin (a) 600x e (b) 1500x.	126
Figura 3-61. Giunto 2022-2022 C2319 T8 skin.	127
Figura 3-62. Curve di micropolarizzazione per il giunto PA734-7475 C4047 T4.	128
Figura 3-63. Confronto con deaerata per la lega PA734 T4 laminata.	129
Figura 3-64. Confronto con deaerata per la lega 7475 T4 laminata.	130
Figura 3-65. PA734-7475 C4047 T4 cordone Ingr. 600x (a), 1500x (b) e 3000x (c).....	131
Figura 3-66. PA734-7475 C4047 T4 skin Ingr. 1500x (a), 3000x (b).	131
Figura 3-67. PA734-7475 C4047 T4 stringer Ingr. 1500x (a), 3000x (b).	132
Figura 3-68. Gel test del giunto PA734-7475 C4047 T4 subito dopo l'applicazione.	132
Figura 3-69. Gel test del giunto PA734-7475 C4047 T4 dopo 3 giorni dall'applicazione.	133
Figura 3-70. Giunto PA734-7475 C4047 T4 cordone (a) 300x e (b) 600x.....	133
Figura 3-71. Giunto PA734-7475 C4047 T4 (a) stringer 1500x e (b) skin 300x.....	134
Figura 3-72. Giunto PA734-7475 C4047 T4 cordone.....	134
Figura 3-73. Giunto PA734-7475 C4047 T4 interfaccia cordone - skin.	135
Figura 3-74. Curve di micropolarizzazione per il giunto PA734-7475 C4047 T4.	136
Figura 3-75. PA734-7475 C4047 T4 cordone Ingr. 150x (a), 3000x (b).	137
Figura 3-76. Giunto PA734-7475 C4047 T4 skin Ingr. 300x (a), 600x (b).....	138
Figura 3-77. Giunto PA734-7475 C4047 T4 stringer Ingr. 150x (a), 600x (b).	138
Figura 3-78. Gel test del giunto PA734-7475 C5356 subito dopo l'applicazione.	139
Figura 3-79. Gel test del giunto PA734-747 C5356 T4 dopo 3 giorni dall'applicazione.	139
Figura 3-80. Giunto PA734-7475 C5356 T4 cordone – Ingr. 600X.....	140
Figura 3-81. Giunto PA734-7475 C5356 T4 a)stringer 600x b)1500x.....	140
Figura 3-82. Giunto PA734-7475 C5356 T4 cordone.....	141
Figura 3-83. SEM di giunto PA734-7475 C5356 T4 cordone.	141
Figura 3-84. SEM di giunto PA734-7475 C5356 T4 dell'interfaccia cordone - skin.	142
Figura 4-1. Schema della disposizione delle misure sulla sezione del giunto.	143
Figura 4-2. OCP del giunto LB.....	145
Figura 4-3. OCP del giunto LA.....	146
Figura 4-4. OCP del giunto LC.....	147
Figura 4-5. Curve di polarizzazione anodica del giunto LB.	149
Figura 4-6. Curva di polarizzazione anodica della lega 2024 – T3.....	150
Figura 4-7. Potenziali di pitting del giunto LB.....	151
Figura 4-8. Curve di polarizzazione anodica del giunto LA.....	153
Figura 4-9. Potenziali di pitting del giunto LA.....	154
Figura 4-10. Curve di polarizzazione anodica del giunto LC.....	155
Figura 4-11. Potenziali di pitting del giunto LC.....	156

Figura 4-12. Prova di gel test sul giunto LB.	158
Figura 4-13. Prova di gel test sul giunto LA.	159
Figura 4-14. Prova di gel test sul giunto LC.	160
Figura 4-15. Micrografie effettuate sul giunto LB a seguito del gel test.	161
Figura 4-16. Micrografie effettuate sul giunto LA a seguito del gel test.	162
Figura 4-17. Micrografie effettuate sul giunto LC a seguito del gel test.	163
Figura 4-18. Corrosione per pitting al di sopra del retreating middle zone.	164
Figura 4-19. Curve di polarizzazione per il provino LL nelle zone advancing (a), nugget (b) e retreating (c) sul lato della lamiera superiore.	166
Figura 4-20. Curve di polarizzazione per il provino LL nelle zone advancing (a), nugget (b) e retreating (c) all'altezza della linea mediana ed alla base del cordone di saldatura (d)	168
Figura 4-21 Curve di polarizzazione per il provino LM nelle zone advancing (a), nugget (b) e retreating (c) sul lato della lamiera superiore.	169
Figura 4-22. Curve di polarizzazione per il provino LM nelle zone advancing (a) e retreating (b) all'altezza della linea mediana ed alla base del cordone di saldatura (c)	170
Figura 4-23. Curve di polarizzazione per il provino LN nelle zone advancing (a), nugget (b) e retreating (c) sul lato della lamiera superiore.	171
Figura 4-24. Curve di polarizzazione per il provino LN nelle zone advancing (a) e retreating (b) all'altezza della linea mediana ed alla base del cordone di saldatura (c)	173
Figura 4-25. Curve di polarizzazione anodica relative al materiale base 6056-T4.	173
Figura 4-26.	174
Figura 4-27.	174
Figura 4-28.	175
Figura 4-29.	175
Figura 4-30.	176
Figura 4-31.	176
Figura 4-32. Gel Test a 24 ore dall'applicazione.	177
Figura 4-33. Micrografie giunto LL	178
Figura 4-34. Micrografie giunto LM.	179
Figura 4-35. Micrografie giunto LN.	180
Figura 4-36. Andamento del potenziale di equilibrio, riproducibilità	181
Figura 4-37. Box Plot Provino LD.	182
Figura 4-38. Box Plot Provino LE.	182
Figura 4-39. Box Plot Provino LF.	183
Figura 4-40. Curve di polarizzazione provino LD advancing.	184
Figura 4-41. Curve di polarizzazione provino LD nugget.	185
Figura 4-42. Curve di polarizzazione provino LD retreating.	185
Figura 4-43. Curve di polarizzazione provino LD md advancing.	186
Figura 4-44. Curve di polarizzazione provino LD md nugget.	186
Figura 4-45. Curve di polarizzazione provino LD md retreating.	187
Figura 4-46. Curve di polarizzazione provino LD deep nugget.	187
Figura 4-47. Curve di polarizzazione provino LE nugget.	188
Figura 4-48. Curve di polarizzazione provino LE nugget.	189
Figura 4-49. Curve di polarizzazione provino LE retreating.	189
Figura 4-50. Curve di polarizzazione provino LE md advancing.	190

Figura 4-51. Curve di polarizzazione provino LE md nugget.	190
Figura 4-52. Curve di polarizzazione provino LE md retraining.	191
Figura 4-53. Curve di polarizzazione provino LE deep nugget.	191
Figura 4-54. Curve di polarizzazione provino LF advancing.	192
Figura 4-55. Curve di polarizzazione provino LF nugget.....	192
Figura 4-56. Curve di polarizzazione provino LF retraining.....	193
Figura 4-57. Curve di polarizzazione provino LF md advancing.	193
Figura 4-58. Curve di polarizzazione provino LF md nugget.	194
Figura 4-59. Curve di polarizzazione provino LF md retraining.....	194
Figura 4-60. Curve di polarizzazione provino LF deep nugget.....	195
Figura 4-61. Curve di polarizzazione lega base 7075 T6.....	197
Figura 4-62. Macrografie provini gel- a): provini LD; b): provini LE; c): provini LF.....	197
Figura 4-63. Superficie relative all'advancing zone [PROVINO LD].	198
Figura 4-64. Superficie relativa alla nugget zone [PROVINO LD].....	198
Figura 4-65. Superficie relativa alla retreating zone [PROVINO LD].....	199
Figura 4-66. Superficie relativa zona mediana dell'advancing [PROVINO LD].	199
Figura 4-67. Superficie relativa alla zona mediana del nugget [PROVINO LD].....	200
Figura 4-68. Superficie relativa alla zona mediana del retreating [PROVINO LD].....	200
Figura 4-69. Superficie relativa al deep nugget [PROVINO LD].	200
Figura 4-70. Superficie relativa all'advancing zone [PROVINO LE].....	201
Figura 4-71. Superficie relativa alla nugget zone [PROVINO LE].	201
Figura 4-72. Superficie relativa alla retreating zone [PROVINO LE].	202
Figura 4-73. Superficie relativa alla zona mediana dell'advancing [PROVINO LE].	202
Figura 4-74. Superficie relativa alla zona mediana del nugget [PROVINO LE].	203
Figura 4-75. Superficie relativa alla zona mediana del retreating [PROVINO LE].	203
Figura 4-76. Superficie relativa al deep nugget zone [PROVINO LE].....	204
Figura 4-77. Superficie relativa all'advancing zone [PROVINO LF].....	204
Figura 4-78. Superficie relativa alla nugget zone [PROVINO LF].	205
Figura 4-79. Superficie relativa alla retreating zone [PROVINO LF].	205
Figura 4-80. Superficie relativa alla zona mediana dell'advancing [PROVINO LF].	206
Figura 4-81. Superficie relativa alla zona mediana del nugget [PROVINO LF].	206
Figura 4-82. Superficie relativa alla zona mediana del retreating [PROVINO LF].	207
Figura 4-83. Superficie relativa alla deep nugget zone [PROVINO LF].	207
Figura 4-84. Andamento del potenziale di equilibrio, riproducibilità.	209
Figura 4-85. Box Plot Provino LG.	210
Figura 4-86. Box Plot Provino LI.....	210
Figura 4-87. Box Plot Provino LH.	211
Figura 4-88. Curve di polarizzazione provino LG advancing.....	212
Figura 4-89. Curve di polarizzazione provino LG nugget.....	212
Figura 4-90. Curve di polarizzazione provino LG retraining.	213
Figura 4-91. Curve di polarizzazione provino LG md advancing.....	213
Figura 4-92. Curve di polarizzazione provino LG md nugget.....	214
Figura 4-93. Curve di polarizzazione provino LG md retraining.....	214
Figura 4-94. Curve di polarizzazione provino LG deep nugget.....	215
Figura 4-95. Curve di polarizzazione provino LH advancing.....	216

Figura 4-96. Curve di polarizzazione provino LH nugget.	216
Figura 4-97. Curve di polarizzazione provino LH retraining.	217
Figura 4-98. Curve di polarizzazione provino LH md advancing.	217
Figura 4-99. Curve di polarizzazione provino LH md nugget.	218
Figura 4-100. Curve di polarizzazione provino LH md retraining.	219
Figura 4-101. Curve di polarizzazione provino LH deep nugget.	220
Figura 4-102. Curve di polarizzazione provino LI advancing.	220
Figura 4-103. Curve di polarizzazione provino LI nugget.	221
Figura 4-104. Curve di polarizzazione provino LI retraining.	221
Figura 4-105. Curve di polarizzazione provino LI md advancing.	222
Figura 4-106. Curve di polarizzazione provino LI md nugget.	222
Figura 4-107. Curve di polarizzazione provino LI md retraining.	223
Figura 4-108. Curve di polarizzazione provino LI deep nugget.	223
Figura 4-109. Curve di polarizzazione lega base 7075 T6.	224
Figura 4-110. Curve di polarizzazione lega base 2198.	225
Figura 4-111. Macrografie provino a 24h deposizione gel.	226
Figura 4-112. Macrografie provini LG post Gel test.	227
Figura 4-113. Macrografie provini LH post Gel test.	228
Figura 4-114. Macrografie provini LI post Gel test.	229

Sommario

La rivettatura è ormai accettata come tecnica efficace per la realizzazione di giunti in alluminio sebbene l'uso di rivetti sia una tecnologia relativamente complessa che comporta costi notevoli, e per la produzione, e per la manutenzione. La spinta alla riduzione dei costi e alla produzione di strutture sempre più leggere ha portato a proporre come metodi efficaci per la saldatura di leghe di alluminio ad alta resistenza tecnologie innovative come la saldatura laser (Laser Beam Welding, LBW) o per attrito (Friction Stir Welding). Il giunto saldato, così realizzato, è virtualmente privo di difetti e presenta proprietà meccaniche eccellenti.

La sostituzione, anche parziale, della rivettatura con la saldatura comporterebbe diversi vantaggi in termini di riduzione del peso dei veicoli con conseguente risparmio in carburante, nonché in termini di costi di manutenzione. L'introduzione del processo di saldatura nella realizzazione dei pannelli di fusoliera ha consentito di ottenere, oltre a quelli già citati, vantaggi economici in termini di costo di manufacturing legati essenzialmente alla possibilità di automatizzazione del processo e alla riduzione dell'utilizzo dei sigillanti.

I risultati ottenuti tramite prove elettrochimiche locali e test di corrosione superficiali indicano come rispettando alcuni criteri in fase di progettazione nell'accoppiare materiali tali da non generare coppie galvaniche, ad esempio leghe AA 7075 con leghe AA 2024, e prevedendo trattamenti termici post-saldatura, nel caso di LBW, o velocità di saldatura adeguate, nel caso di saldati FSW, danno entrambe le tecnologie come candidati ottimali per la sostituzione della rivettatura.

Introduzione

Nei settori dell'industria in cui il peso del manufatto è un punto cruciale l'alluminio è ampiamente utilizzato; ha, per questo motivo, trovato largo impiego nell'industria aerospaziale, dove la leggerezza delle strutture, unita ad adeguate proprietà meccaniche è una necessità particolarmente sentita.

Agli albori dell'avventura aeronautica l'alluminio era già stato preso in considerazione nelle strutture dei velivoli, ma è solo negli anni '30, con la scoperta e l'affermarsi delle tecniche di invecchiamento per migliorare le proprietà meccaniche delle sue leghe e la messa a punto del processo di anodizzazione per la protezione dalla corrosione, ha cominciato ad essere usato massivamente anche per parti strutturali.

L'utilizzo di materiali ad elevato rapporto resistenza/densità, nello specifico dell'alluminio e delle sue leghe, è ormai una scelta privilegiata dall'industria dei trasporti in quanto risposta ideale alle esigenze di riduzione del peso delle strutture, risparmio energetico, rispetto degli elevati standard di sicurezza in termini di resistenza alla corrosione e proprietà meccaniche e non di meno per i vantaggi in termini ecologici offerti dal ciclo di vita di tale materiale.

A partire dagli anni '80 il contenuto medio di leghe di alluminio nei veicoli è in costante crescita, grazie alla loro diffusione anche in settori come quello navale e automobilistico, per i quali l'esempio aeronautico ha costituito un traino in termini di strategie integrate di ricerca sui materiali e sviluppo di nuovi processi progettuali e produttivi. Ciò si è accompagnato con lo sviluppo di alcuni fattori-obiettivo determinanti:

- riduzione dei costi dell'alluminio primario;
- sviluppo di leghe avanzate;
- aumento della conoscenza delle proprietà di lavorabilità e miglioramento dei processi di lavorazione;
- sviluppo di criteri di progettazione e previsione di durata per componenti sotto sollecitazione ambientale e meccanica.

Le lamiere in alluminio necessitano di una buona deformabilità, indispensabile allo stampaggio in presse per la produzione in grande serie di pannelli strutturali, per il pavimento, per il tettuccio e per superfici tagliafuoco. I longheroni devono invece garantire un buon assorbimento di energia in caso di impatto (eccetto quelli della cellula dell'abitacolo che devono mantenere il più possibile la loro forma) ed avere una soddisfacente rigidità.

Le leghe più utilizzate in campo aeronautico sono quelle commercialmente indicate come duralluminio (High Strength Aluminium Alloys, HS-AA) ovvero leghe Alluminio-Rame, denominate con codice 2xxx dalla Aluminium Association, associazione statunitense autrice di uno dei più diffusi sistemi di designazione. Nel tempo lo sviluppo di leghe con caratteristiche meglio adattabili all'uso aeronautico ha fatto sì che anche le leghe 7xxx, Alluminio-Zinco, si ritagliassero una spazio sempre più grande. Tali classi di leghe sono utilizzate in componenti strutturali nei velivoli civili e militari per il loro elevato rapporto proprietà meccaniche/densità. Leghe meno resistenti dal punto di vista meccanico ma più resistenti a corrosione o a più elevata formabilità o saldabilità sono invece usate per componenti non strutturali (leghe della serie 5xxx) o dove i carichi non risultano eccessivi (leghe della serie 6xxx). Negli ultimi anni, con l'aumentare della richiesta di materiali altamente performanti e leggeri, si stanno imponendo anche le leghe che contengono piccole percentuali di Litio.

La necessità di riduzione dei costi di produzione unita alle richieste di strutture più leggere, che si traduce in costi di carburante e quindi di esercizio inferiori, mentre da un lato ha spinto l'introduzione di materiali compositi, dall'altro ha contribuito alla ricerca di nuove tecniche di saldatura che accompagnate a materiali già sicuri, conosciuti ed affidabili, come le leghe di alluminio, consentono l'automazione del processo di giunzione e l'eliminazione del peso eccessivo dovuto alla presenza della rivettatura, ancor oggi la tecnica più utilizzata nelle velivoli commerciali.

L'impiego a livello industriale delle leghe di alluminio, tuttavia, presenta un notevole problema tecnologico legato alla scarsa saldabilità delle stesse, in particolare delle leghe ad alta resistenza, classificate 'non saldabili' con la tradizionale saldatura a fusione MIG e TIG. Ciò ne limita l'applicabilità e fa decisamente aumentare i costi legati al loro utilizzo.

Emerge quindi l'importanza di avere una profonda conoscenza delle proprietà dei materiali utilizzati e l'influenza che scelte progettuali o di processo industriale possono avere sui giunti così realizzati; in tale ottica si inserisce questo lavoro di tesi che, in collaborazione e per conto di Alenia Aeronautica S.p.a., nell'ambito dei programmi "297 Laser Beam Welding" e "297 Friction Stir Welding", si prefigge la caratterizzazione elettrochimica e la valutazione del comportamento alla corrosione di giunti di leghe di alluminio innovative saldati a mezzo fascio laser (LBW) e per attrito e agitazione (FSW), che trovano applicazione nell'industria aeronautica per la realizzazione di strutture irrigidite (pannelli di fusoliera).

Sono state esaminate leghe di diversa natura, appartenenti alle serie 2XXX, 4XXX, 6XXX e 7XXX; nello specifico le leghe 2139, 2198, 2022, 6056, 6156, 7075, 7475 e una lega innovativa della serie 7XXX presenti come materiali di base nei giunti e le leghe 2319, 4047 e 5356 impiegate come materiali d'apporto per facilitare la realizzazione delle saldature realizzate mediante laser.

Esistono tuttavia preoccupazioni riguardo alla resistenza a corrosione dei nuovi giunti saldati, visto che le variazioni microstrutturali indotte nel giunto saldato rispetto al metallo inalterato (parent material) possono portare al decadimento locale delle proprietà del materiale. Le forme di attacco corrosivo più diffuse per le leghe di alluminio, infatti, sono il pitting e la corrosione intergranulare che, sebbene si accompagnino a perdite di metallo relativamente basse, risultano particolarmente insidiose perché possono generare la formazione prematura di cricche di fatica e portare al cedimento del componente.

Si è cercato di caratterizzare la suscettibilità a corrosione delle diverse zone del giunto mediante prove di natura elettrochimica e servendosi anche delle informazioni fornite dal gel test. I dati raccolti hanno consentito di confrontare i giunti in base al diverso trattamento termico (invecchiamento naturale o artificiale), al diverso accoppiamento di materiali o al diverso materiale d'apporto utilizzato a seconda se la saldatura sia stata realizzata mediante processo a fascio laser o friction stir.

Nel presente lavoro verranno esaminate le giunzioni LBW, nella configurazione a T, utilizzata per fissare gli stringers longitudinali di rinforzo, in lega estrusa, ai pannelli di fusoliera in lega laminata; da qui la necessità di conoscere il comportamento a corrosione delle due parti e della saldatura, tenendo presente l'influenza dei trattamenti termici e dei materiali d'apporto utilizzati per la giunzione [1-10].

Nel primo capitolo si forniscono informazioni generali sull'alluminio e le sue leghe, sulle loro proprietà fisiche e meccaniche; vengono presentati gli aspetti che caratterizzano la saldatura dei metalli, evidenziandone i problemi che, ancora oggi, ne consentono un impiego alquanto ridotto nell'industria aeronautica. Più dettagliatamente sono descritte le tecniche di saldatura a mezzo laser (Laser Beam Welding) ed attrito con i loro vantaggi e problematiche. Si analizzano, infine, i fenomeni corrosivi caratteristici per l'alluminio e per le sue leghe, analizzando i fattori che ne determinano la comparsa e ne influenzano la velocità di sviluppo.

Il secondo capitolo si concentra sulla descrizione dei materiali oggetto di studio descrivendo le caratteristiche con le quali sono stati forniti dall'azienda; si descrivono poi le metodologie di indagine, le procedure e gli apparati sperimentali, utilizzati nelle prove condotte in laboratorio.

Nel terzo capitolo si presentano i risultati delle prove elettrochimiche e di corrosione dei giunti saldati a mezzo laser e si estrapolano parametri utili per il successivo confronto e valutazione di impatto delle scelte di progetto e di processo.

Nel quarto capitolo infine vengono presentati e analizzati i risultati sperimentali dei giunti saldati per attrito dai quali si estrapolano parametri simili a quelli utilizzati dei giunti salati laser per la valutazione del comportamento a corrosione, analizzando quindi la complessità della geometria risultante dal processo e dai materiali utilizzati.

Ci sarà infine una valutazione riassunta nel breve capitolo successivo dedicato alle conclusioni.

Capitolo 1 – L'alluminio.

L'alluminio di prima fusione, ottenuto dalle celle elettrolitiche, ha un titolo compreso tra il 99 e 99,9% e costituisce il materiale di partenza per la produzione delle leghe derivate. Quello a titolo più elevato (di seconda fusione) è invece destinato ad usi speciali in cui il problema della corrosione sia fondamentale. Le sue principali proprietà sono:

- ✓ basso peso specifico(circa 2.70 g/cm³);
- ✓ infrangibilità;
- ✓ resistenza alla corrosione(si passiva con Al₂O₃);
- ✓ buona conducibilità termica;
- ✓ ottima conducibilità elettrica;
- ✓ resistenza alle escursioni termiche;
- ✓ è facile da trattare e possiede caratteristiche ottimali per il riciclaggio.

Tabella 1-1. Proprietà dell'alluminio puro.

Proprietà (a 20°C)	Valori per campioni dei sottoindicati titoli:			
	99.996	99.8 (AP-8)	99.5 (AP-5)	99 (AP-0)
Temperatura di fusione (°C)	660.2	659	658	657
Calore latente di fusione(kJ/kg)	396	-	389	389
Calore specifico (J/kg·K)	929	921	921	921
Conducibilità termica (ricotto) (W/m·K)	221.9	209.3	209.3	209.3
Resistività (ricotto) (m·Ω·cm)	2.65	2,72÷2,76	2,74÷2,78	2,80÷2,95
Resistività (incrudito H70) (m·Ω·cm)	-	2,82÷2,88	2,83÷2,90	2,95÷3,05
Conduttività elettrica (ricotto) (m/Ω·mm ²)	37,7	36,5	35,7	34,9
Idem incrudito a freddo (m/Ω·mm ²)	-	-	34,5	30,5
Idem getti (m/Ω·mm ²)	-	-	33,3	-

In Tabella 1-1 sono indicate le proprietà di quattro tipi di alluminio puro, esso viene indicato con il simbolo “AP” seguito da un numero, legato al titolo del metallo puro:

- ✓ AP ---99,99% (campione estremamente puro);

- ✓ AP-8---99,8% (metallo estremamente puro ma di interesse industriale);
- ✓ AP-5---99,5% (alluminio di purezza elettrica, adatto per realizzare conduttori elettrici);
- ✓ AP-0---99% (alluminio commercialmente puro, adatto agli usi più diversi).

Paragrafo 1.1 – L'alluminio in aeronautica.

La leggerezza e la capacità di “passivarsi” ricoprendosi, per semplice esposizione all'atmosfera o per attivazione elettrolitica tramite anodizzazione, di un sottile ma stabile e tenace strato di Al_2O_3 hanno garantito all'alluminio una posizione di rilievo nell'industria dei trasporti.

L'altra faccia della medaglia è costituita, per l'alluminio commercialmente puro, dalle sue modeste proprietà meccaniche ed è per sopperire a tale carenza che si ricorre a leghe speciali.

Il grado delle impurezze di diversa natura che possono essere tollerate nelle varie tipologie di alluminio dipende ovviamente dallo scopo per cui il metallo viene prodotto.

Per quanto riguarda le conduttività termica ed elettrica, si può valutare l'influenza delle principali impurezze presenti nell'alluminio su di essa, tenendo conto del fatto che elementi diversi esercitano una diversa influenza. Questi si dividono in:

elementi con minimo effetto su k : Ni, Si, Zn, Fe;

elementi con medio effetto su k : Cu, Ag, Mg;

elementi che influenzano molto k : Ti, V, Mn, Cr.

Di particolare importanza, per quello che riguarda la conducibilità termica, è il rapporto Fe/Si; si è infatti verificato sperimentalmente che per garantire la massima conducibilità termica nell'alluminio tale rapporto deve mantenersi costante e pari a 1.5; in caso contrario la conducibilità cala vistosamente. Questo comportamento si deve alla formazione di un composto intermetallico, che se presente in fase dispersa nella lega (e per questo serve una certa quantità di Fe), sottrae una certa quantità di impurezze migliorando k ; in caso contrario questo miglioramento non si ottiene.

Il peso specifico rappresenta un secondo punto cruciale per l'alluminio e le sue leghe, e quindi sarà bene valutare come la presenza di impurezze fa variare il peso specifico nell'alluminio puro. Come in precedenza gli elementi si dividono in base alla loro capacità di alzare o di abbassare il peso specifico dell'Al:

elementi che alzano il peso specifico: Pb, Cu, Ni, Fe, Mn, Zn;

elementi che abbassano il peso specifico: B, Si, Be, Mg, Li.

Tabella 1-2. Proprietà fisiche e meccaniche di alcuni metalli.

	Unità di misura	Al	Mg	Cu	Fe	Ti
Densità (δ)	kg/m ³	2700	1660	8720	7730	4410
Coefficiente medio di dilatazione termica lineare λ	nm/m·K	24	26	16.5	12	8.5
Conducibilità termica k	W/m·K	235	160	400	80	22
Carico di rottura (di snervamento) Rm (Rs)	MPa = N/mm ²	70 (30-40)	180	50	250	540 (280)
Allungamento % A5	%	50	10	50	50	20
Durezza Brinell	HB	18	35	87	60	72
Modulo di elasticità E	MPa = N/mm ²	67500	42000	130000	210000	107500
Resistenza specifica (Rm/ δ)	Pa/(kg/m ³)	2.6E4	11E4	5.7E3	3.2E3	12E4

La proprietà dell'alluminio di passivarsi, ossia di ricoprirsi di un leggero strato di ossido (Al_2O_3) estremamente aderente ed impermeabile, lo protegge da un ulteriore attacco e quindi dalla corrosione. Uno strato più spesso e di notevole durezza si può creare elettroliticamente. In generale la resistenza alla corrosione, e quindi la tendenza a passivarsi, è proporzionale al grado di purezza dell'alluminio.

Passiamo ora ad analizzare le proprietà meccaniche dell'alluminio: nella Tabella 1-2 sono segnalate le principali caratteristiche dell'alluminio insieme a quelle di altri materiali, citati per confronto.

Date le caratteristiche meccaniche mediocri l'alluminio puro trova assai scarse applicazioni come materiale da costruzione: l'unico modo per aumentare le proprietà meccaniche dell'alluminio commercialmente puro è l'incrudimento. Largamente impiegate sono invece le sue leghe, comunemente indicate come leghe leggere, che presentano in genere proprietà nettamente superiori a quelle del metallo puro e le cui caratteristiche possono essere spesso ancora migliorate attraverso opportuni trattamenti termici (si passa da valori di 50÷170 MPa per Rm dell'alluminio commercialmente puro, a valori di 500÷600 MPa per Rm delle leghe). Si arriva quindi ad avere le proprietà tipiche degli acciai comuni, risparmiando in peso (e quindi migliorando in efficienza). Queste leghe, similmente al metallo puro, possiedono basso peso specifico e, generalmente, buona

conducibilità termica. In virtù però dell'elevata resistenza raggiungibile presentano, a differenza del metallo puro, una resistenza specifica particolarmente elevata.

Il modulo elastico delle leghe di alluminio dipende dagli elementi contenuti: Ni, Fe, Cu, Si, Mn danno luogo ad un aumento del modulo di Young nella lega, proporzionale al rispettivo modulo E. Il magnesio, che normalmente fa diminuire il modulo elastico della lega, ha effetto opposto qualora questa venga sottoposta a particolari trattamenti.

È inoltre da segnalare che, in virtù del tipo di reticolo caratteristico dell'alluminio, esso presenta un comportamento favorevole per gli impieghi a bassa temperatura. Al diminuire della temperatura, infatti, la resilienza (l'energia immagazzinabile a rottura) sia dell'alluminio che delle sue leghe, non varia apprezzabilmente mentre la duttilità e la resistenza meccanica crescono per quasi tutti i materiali.

Risulta essere notevole anche il coefficiente di dilatazione termica lineare (doppio di quello del ferro) al quale occorre rivolgere la massima attenzione quando siano da realizzare accoppiamenti con materiali diversi esposti a variazioni termiche.

L'alluminio, e le sue leghe in varia misura in funzione dei leganti introdotti, presenta notevoli caratteristiche di imbutibilità, duttilità, malleabilità: esso cioè si presta in modo particolare a tutte le operazioni di lavorazione plastica sia a freddo che a caldo. Così i lingotti ottenuti in fonderia possono essere estrusi a barre, profilati o tubi, o laminati a caldo per ottenere lamiere o altre forme anche di grosso spessore. Gli estrusi possono essere trafilati a freddo fino ad ottenere le dimensioni desiderate. Così pure i laminati possono essere ulteriormente lavorati, ma a freddo, fino a raggiungere anche spessori di qualche millesimo di millimetro.

Altre operazioni di formatura, alle quali si presta l'alluminio senza difficoltà sono: a caldo, la fucinatura e lo stampaggio; a freddo, l'imbutitura e l'estrusione per urto.

La lavorazione all'utensile dell'alluminio non presenta difficoltà: devono però essere impiegate velocità di taglio elevate, per cui si richiedono macchine robuste.

La colabilità dell'alluminio, e in particolar modo delle sue leghe, è tale che questi metalli costituiscono una classica categoria di materiali da fonderia. A questo processo tecnologico, in virtù anche del maggior coefficiente di ritiro che esso presenta (1.8% analogo all'acciaio), l'alluminio puro si presta meno delle sue leghe.

La caratteristica tecnologica meno vantaggiosa di questo materiale, collegata alla sua affinità per l'ossigeno ed alle caratteristiche del suo ossido, è la non buona saldabilità, sicché l'unione di lamiere di alluminio è tuttora eseguita preferenzialmente tramite chiodatura o rivettatura.

Altri elementi in natura si prestano a costituire un numero così elevato di leghe come l'Alluminio. Quando si combina con altri elementi, le caratteristiche di questo metallo, che allo stato puro è tenero e duttile, cambiano radicalmente.

Basta un solo esempio: l'ossido di alluminio (Al_2O_3) o corindone (i cristalli trasparenti della migliore qualità sono più conosciuti come zaffiri e rubini), è la sostanza naturale più dura dopo il diamante, con durezza relativa nella scala Mohs.

Tornando alle leghe metalliche, le peculiarità in comune per tutte sono:

- ✓ bassa temperatura di fusione compresa tra i 510 ed i 650°C;
- ✓ basso peso specifico, compreso tra 2,66 e 2,85 gr/cm³;
- ✓ elevatissima conducibilità elettrica e trasmissività termica;
- ✓ % di Alluminio maggiore del 95%;

Pur essendo numerosi i metalli con sufficiente affinità ed in grado di formare leghe con l'alluminio (ad es.: Ag, Cu, Si, Mg, Mn, Fe, Ti, Ni, Zn, Sn, Be, Cr), solo alcuni di essi trovano applicazioni come veri e propri leganti.

Sono da considerare leganti quegli elementi che caratterizzano la lega, ossia ne determinano e ne definiscono le proprietà (meccaniche, fisiche, ecc.) e le peculiarità.

In pratica, i leganti dell'alluminio sono: Cu, Si, Mg, Zn e Mn. Essi possono essere aggiunti singolarmente per formare leghe binarie, o abbinati ad altri per formare leghe complesse. Di recente messa a punto è anche una lega avente come legante il litio (Li): tale lega, che presenta caratteristiche di grande interesse tecnico, è attualmente allo stadio delle prime applicazioni sperimentali e di caratterizzazione.

Altri elementi possono essere aggiunti alle leghe di alluminio per modificarne o migliorarne le proprietà o le caratteristiche, con funzione quindi di correttivi. Tali elementi, pur non essendo necessari per definire le peculiarità tecniche di una lega, sono introdotti per ottenere modifiche strutturali, fisiche o tecnologiche come l'affinazione del grano, la neutralizzazione di alcune impurità nocive, l'innalzamento della temperatura critica di ricristallizzazione, il miglioramento

della lavorabilità all'utensile, l'incremento di resistenza ad elevata temperatura. Fra gli elementi utilizzati come correttivi nelle leghe di alluminio si ricordano: Mn, Fe, Ni, Ti, Sn, Cr, B, Zr. Tranne alcune eccezioni di scarsa rilevanza, tutti gli elementi metallici sono completamente solubili nell'alluminio allo stato liquido.

I vari elementi destinati alla preparazione di leghe binarie o complesse possono essere aggiunti sostanzialmente in due modi: per introduzione diretta dell'elemento nell'alluminio fuso; per introduzione nell'alluminio fuso di una lega sempre di alluminio, generalmente binaria, precedentemente realizzata e contenente il legante nella massima percentuale possibile, compatibilmente con la temperatura di fusione conseguente. Questa lega è detta "lega madre".

Il primo metodo è impiegato per quegli elementi che presentano punto di fusione inferiore o uguale a quello dell'alluminio, ossia Sn, Zn, Mg. Oltre a questi, questa tecnica è impiegata anche per il silicio che, pur presentando un punto di fusione assai più elevato (1414°C) dell'alluminio, viene introdotto e rapidamente si discioglie in alluminio surriscaldato (800-850°C).

Il secondo metodo viene applicato per tutti gli elementi che, pur disciogliendosi egualmente nell'alluminio fuso, in ragione principalmente della loro elevata temperatura di fusione, presentano una velocità di dissoluzione piuttosto bassa.

La lega madre può essere ottenuta con diversi sistemi:

- ✓ introduzione di Al solido in legante fuso;
- ✓ introduzione di legante solido in Al fuso;
- ✓ miscela di liquidi di Al e di legante;
- ✓ riduzione con Al di un composto del legante.

La lega madre risultante, indipendentemente dal metodo di fabbricazione, deve presentare alcune caratteristiche essenziali per il suo impiego nella costruzione della lega d'alluminio finale. Essa deve avere infatti punto di fusione prossimo a quello dell'alluminio ed una struttura omogenea, quanto più possibile esente da segregazioni e dotata di stabilità chimica. Quando la lega madre si presenta fragile sono evidentemente facilitate le operazioni pratiche di dosaggio. I vari elementi precedentemente ricordati esplicano la loro azione sia sulle caratteristiche fisiche, chimiche e meccaniche della lega, sia sulle caratteristiche tecnologiche: ad esempio influiscono sulla colabilità per variazione della fluidità del liquido, della fragilità di ritiro o dell'entità del ritiro di solidificazione.

Le leghe di alluminio possono essere utilizzate sottoforma di getti oppure di semilavorati per deformazione plastica. In ogni caso esse provengono dalla fusione (con l'aggiunta dei leganti e dei correttivi previsti) e successiva colata in forme opportune.

La lega primaria fusa viene colata in pani se destinata alla fonderia, o in lingotti o placche se destinata alle lavorazioni plastiche: tali ultime forme possono essere ottenute per colata in lingottiere metalliche (ricordiamo che per la fusione di 1000 kg di alluminio è necessaria una energia equivalente di 300 kWh). Tuttavia, per motivi economici e di produttività, attualmente è utilizzato soprattutto il metodo della colata (continua o semicontinua) in acqua: tale sistema presenta anche alcuni vantaggi tecnici quali una minor dimensione dei grani del lingotto, dato il rapido raffreddamento, una più fine dispersione dei componenti e la riduzione delle porosità e dei ritiri; per contro, aumentano i pericoli legati all'insorgere di cricche nel lingotto.

Le leghe di alluminio di impiego industriale vengono correntemente suddivise in due grandi categorie:

- i. leghe da lavorazione plastica;
- ii. leghe da fonderia.

Tale distinzione, associata alle tecnologie di trasformazione, è solo in parte giustificata teoricamente, in quanto essa risponde soprattutto a criteri pratici: così nel primo gruppo sono comprese leghe destinate a lavorazioni per deformazione plastica sia a caldo che a freddo (laminazione, fucinatura, trafilatura, estrusione, imbutitura, ecc.) mentre nel secondo gruppo rientrano leghe destinate alla realizzazione di getti per colata in terra, in forma metallica o sotto pressione. A queste distinzioni, come si vedrà più in dettaglio nei successivi paragrafi, si sovrappongono altri criteri di classificazione.

Come accennato in precedenza, le leghe di alluminio vengono comunemente classificate in funzione della trasformazione tecnologica cui sono destinate: da lavorazione plastica o da fonderia.

A tale suddivisione, si sovrappongono altri criteri di classificazione:

- ✓ in base alla composizione chimica;
- ✓ in funzione dell'attitudine al trattamento di bonifica;
- ✓ in relazione all'impiego specifico cui sono destinate.

Con riferimento al primo criterio, le leghe sono suddivise in funzione del legante, il quale, appositamente aggiunto, conferisce alla lega particolari proprietà che poi la caratterizzano. Ne derivano le seguenti classi di leghe:

- ✓ leghe Al-Si (e derivate Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, ecc.): caratterizzate da buona colabilità;
- ✓ leghe Al-Cu (e derivate Al-Cu-Mg, Al-Cu-Si, ecc.): caratterizzate da alta resistenza meccanica, in particolar modo a caldo;
- ✓ leghe Al-Mg (e derivate Al-Mg-Mn, Al-Mg-Si): caratterizzate da buona resistenza alla corrosione, attitudini alle lavorazioni plastiche e all'utensile e ottima saldabilità;
- ✓ leghe Al-Zn (e derivate): caratterizzate da notevoli proprietà ad alta temperatura;
- ✓ leghe Al-Sn: caratterizzate da proprietà antifrizione;
- ✓ leghe Al-Mn-Ni: caratterizzate da elevate proprietà ad alta temperatura;
- ✓ leghe Al-Mn (e Al-Mn-Mg): caratterizzate da buona lavorabilità per deformazione plastica.

In base al secondo criterio di classificazione, le leghe possono essere suddivise in:

- ✓ leghe bonificabili;
- ✓ leghe non bonificabili.

Ciò deriva dalla disponibilità o meno delle leghe ad essere indurite tramite un opportuno trattamento termico chiamato appunto bonifica. Nel caso di leghe non bonificabili, incrementi di durezza sono possibili solo tramite lavorazioni plastiche a freddo o più in generale tramite incrudimento del materiale.

Le leghe non suscettibili di bonifica, sono quelle contenenti magnesio, manganese, silicio, insieme all'alluminio puro: il calore generato dalla saldatura, potrebbe annullare gli effetti di incrudimento, causando un abbassamento della durezza delle zone che subiscono l'alterazione termica. Le leghe bonificabili (trattate in maniera più approfondita nel seguito), invece, possono trarre giovamento da un trattamento termico, e gli effetti termici della saldatura possono favorire in certi casi un ulteriore incremento di durezza.

In relazione agli impieghi caratteristici delle varie leghe è possibile la seguente classificazione:

- ✓ leghe per usi generali: impiegate laddove prevalgono esigenze di carattere fisico-meccanico;

- ✓ leghe resistenti a caldo: destinate alla realizzazione di componenti per i quali si prevede un utilizzo a temperature superiori a quelle normali (al di sopra dei 100°C);
- ✓ leghe resistenti alla corrosione: utilizzate per la realizzazione di componenti per i quali è previsto un impiego in ambienti particolarmente aggressivi;
- ✓ leghe per usi speciali: previste per l'impiego in casi del tutto particolari e specifici (leghe antifrizione, per bruciatori, ecc.).

Si può inoltre menzionare il fatto che, così come avviene per gli acciai, i vari produttori attribuiscono un proprio nome alle diverse leghe.

La UNI classifica le leghe per getti e da lavorazione plastica indicandole rispettivamente tramite le lettere "G" o "P", secondo le definizioni che verranno ora precisate, seguite da una simbologia legata ai vari leganti (ed eventuali elementi correttivi aggiunti) ed al loro tenore.

I vari tipi di lega sono individuati dall'elemento preponderante, mentre la presenza di altri elementi correttivi determina poi, nell'ambito del singolo tipo, il genere della lega.

Attualmente i vari elementi di alligazione vengono indicati col loro simbolo chimico; nel passato, invece, si utilizzavano dei simboli convenzionali come di seguito indicato.

Tabella 1-3. Esempio di designazioni convenzionali leggere da fonderia (UNI 3039).

	Alluminio	Antimonio	Berillio	Cobalto	Cromo	Ferro	Magnesio
Simbolo chimico	Al	Sb	Be	Co	Cr	Fe	Mg
Simbolo convenzionale	A	B	L	K	R	F	G

Ai fini della designazione, le leghe leggere da fonderia si classificano in:

- i. leghe allo stato di pani o lingotti;
- ii. leghe allo stato di getti.

Le leghe allo stato di pani o di lingotti, sono leghe che provengono direttamente da alluminio di prima fusione a cui, con l'aggiunta di leghe madri, sono stati aggiunti altri elementi a seconda del tipo di lega.

Esse, destinate ad essere rifuse per fabbricare getti, sono designate con la lettera "B", seguita dai simboli chimici degli elementi che caratterizzano la lega, nonché da un numero che indica la percentuale dell'elemento aggiunto ritenuto più rilevante.

Le leghe allo stato di getti, invece, sono leghe provenienti dalla rifusione di leghe in pani e quindi colate in pezzi della forma definita.

Esse, a seconda del tipo di forma in cui sono colate, sono designate con le seguenti sigle iniziali:

- ✓ GS, per i getti colati in sabbia;
- ✓ GC, per i getti colati in conchiglia;
- ✓ GP, per i getti colati a pressione.

A questa sigla iniziale si fa quindi seguire le sigle degli elementi chimici che caratterizzano la lega e la relativa percentuale, analogamente a quanto stabilito per le leghe in pani o lingotti.

Oltre a ciò, la designazione può essere completata dalle seguenti lettere, a seconda del trattamento termico subito dal getto:

- ✓ R, per la ricottura;
- ✓ B, per la bonifica;
- ✓ T, per la tempra con raffreddamento in acqua;
- ✓ Tb, per la tempra con raffreddamento in acqua bollente;
- ✓ To, per la tempra con raffreddamento in olio;
- ✓ Ta, per la tempra con raffreddamento in aria soffiata;
- ✓ N, per invecchiamento naturale dopo la tempra;
- ✓ A, per invecchiamento artificiale dopo la tempra.

Così, ad esempio, l'indicazione GC- AlCu4NiMgTi-TA , in base a quanto sopra detto, individua una lega grezza di colata in conchiglia, contenente il 4% di rame, nichel, magnesio e titanio, temprata ed invecchiata artificialmente.

Oltre a questo tipo di indicazione, per le leghe da fonderia, si fa cenno ad un sistema di designazione ANSI di tipo numerico (ripreso dalla UNI 7426): secondo questo metodo la lega viene indicata tramite quattro cifre le quali incorporano una separazione decimale la cui funzione è quella di identificare la forma del semilavorato, ossia se esso è in forma di getto o di lingotto.

La prima cifra indica il gruppo di appartenenza della lega in base alla composizione chimica, e quindi in base al legante principale, ad esempio:

- ✓ 1xx.x Alluminio in percentuale 99.00%;
- ✓ 2xx.x Rame;
- ✓ 4xx.x Silicio;
- ✓ 5xx.x Magnesio;
- ✓ 7xx.x Zinco;

Per le leghe dalla 2xx.x alla 8xx.x, il gruppo di lega è determinato dal legante presente in percentuale maggiore, eccetto il caso in cui la composizione esistente qualifica la lega come una modificazione di una precedente lega già designata. Se la percentuale maggiore è comune a più di un elemento legante, il gruppo della lega è determinato dall'elemento che viene prima nella sequenza.

Le seconde due cifre individuano la specifica di lega di alluminio o, nel caso di alluminio non legato (serie 1xx.x) la purezza.

L'ultima cifra, divisa dalle altre tramite un separatore decimale, indica la forma del semilavorato: "0" se trattasi di getto, "1" se di lingotto.

Le modificazioni della lega originaria o i limiti di impurezze per l'alluminio non legato, sono indicate da lettere che precedono le quattro cifre di designazione. Le lettere sono date in ordine alfabetico partendo dalla lettera A ma omettendo la I, la O, la Q e la X. Quest'ultima in particolare è riservata alle leghe sperimentali. Come nel caso precedente è possibile aggiungere indicazione sull'eventuale trattamento termico.

Per le leghe da fonderia, non esiste ancora una designazione internazionale utilizzata in tutti i Paesi: negli USA, ad esempio, esistono tre diverse normative (TM, SAE, AMS) basate su criteri diversi.

Le leghe leggere da lavorazione plastica, ai fini della designazione, si classificano in:

- i. leghe allo stato grezzo (pani, lingotti, placche, ecc.);
- ii. leghe allo stato semilavorato (laminati, estrusi, fucinati, stampati, trafilati).

Leghe allo stato grezzo sono leghe provenienti direttamente dall'alluminio di prima fusione, a cui sono stati aggiunti altri elementi chimici e destinate ad essere sottoposte a lavorazioni plastiche a freddo e a caldo.

Esse si designano con la lettera iniziale "P", seguita dai simboli degli elementi chimici che caratterizzano il tipo di lega.

Leghe allo stato semilavorato, sono quelle che hanno già subito delle deformazioni plastiche, per cui si designano con le seguenti lettere iniziali:

- i. PL, per le leghe in forma di laminati;
- ii. PE, per le leghe in forma di estrusi;
- iii. PF per le leghe in forma di fucinati;
- iv. PT, per le leghe in forma di trafilati;
- v. PS, per le leghe in forma di stampati.

Alle lettere iniziali si fanno poi seguire, analogamente alle leghe allo stato grezzo, i simboli chimici degli elementi caratterizzanti la lega con la percentuale dell'elemento più importante.

Infine, anche per queste leghe la designazione può essere completata con le indicazioni del trattamento termico subito, usando le sigle già viste in precedenza.

Per le leghe da lavorazione plastica può inoltre essere presente, a differenza delle leghe da colata, l'indicazione del grado di incrudimento convenzionale segnalato dalla lettera "H" seguita da un numero a due cifre indicante il grado percentuale di incrudimento. Così ad esempio, la designazione

PT- AlSi1Mg-TAH20 individua una lega di alluminio con l'1% di silicio, contenente magnesio, trafilata, temprata in acqua ed invecchiata artificialmente e quindi incrudita del 20%

Anche per le leghe da lavorazione plastica si fa cenno alla designazione numerica, vista la larga diffusione che questa ha nella pratica. Ci riferiamo alla designazione convenzionale della Aluminum Association (A.A.) americana, un organo associativo fra fabbricanti di alluminio e sue leghe.

Considerato che l'alluminio tecnico contiene sempre impurezze di vario genere (Fe, Si, ecc.) sottoforma di composti generalmente poco solubili, e che in certi casi alcuni elementi sono presenti in piccola quantità per motivi particolari e specifici, esso viene considerato, nello schema seguente, alla stregua di una lega.

Il sistema di designazione convenzionale elaborato dalla A.A. prevede l'individuazione del tipo di lega leggera o di alluminio tecnico mediante un numero di quattro cifre significative:

- ✓ 1xxx: individua l'alluminio puro o tecnico, con percentuale uguale o superiore al 99.00%.
- ✓ 2xxx: individua come alligante principale il rame (Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Cu-Mg-Si). Principale esponente di questa classe è la lega 2024 (UNI 3565 AlCu4Mg1) che ha come elementi di alligazione : 4.5% Cu, 1.5% Mg e 0.6% Mn.
- ✓ 3xxx: individua come elemento principale di alligazione il manganese (Al-Mn, Al-Mn-Mg, Al-Mn-Si) e trova svariati impieghi per lavorazioni plastiche. Le leghe al manganese presentano elevate temperature di rammollimento e fusione, ed hanno buone doti di formabilità nella fabbricazione di lamiere ad elevato allungamento.
- ✓ 4xxx: individua come alligante principale il silicio (Al-Si) che è, dopo il ferro, l'impurezza più importante dell'alluminio puro.
- ✓ 5xxx: il principale elemento di alligazione è il magnesio (Al-Mg), che conferisce alla lega particolari doti di resistenza alla corrosione.
- ✓ 6xxx: costituisce un ibrido tra la 4xxx e la 5xxx, in quanto i principali elementi di alligazione sono magnesio e silicio (Al-Mg2-Si). Tale classe è idonea ai trattamenti termici con lo scopo di realizzare la formazione desiderata di precipitati, tali da migliorare le caratteristiche meccaniche.

- ✓ 7xxx: il principale alligante di questa classe è lo zinco (Al-Mg-Zn₂ e complesso Al-Mg-Zn-Cu), che ha lo scopo di migliorare la resistenza e la durezza dell'alluminio puro. Con l'aggiunta di altri alliganti (Mg, Cu, Cr) si evitano i problemi di bassa resistenza a corrosione e a caldo. Tali leghe, come la 7075, hanno una buona lavorabilità all'utensile e sono in genere autotemperanti, ossia induriscono per invecchiamento naturale. Ciò consente loro di recuperare, anche senza ulteriore trattamento termico, fino all'80% delle caratteristiche originali nella zona termicamente alterata della saldatura. Questo richiede periodi piuttosto lunghi (fino a tre mesi): se la giunzione saldata è sottoposta ad un nuovo invecchiamento artificiale, il ripristino delle caratteristiche meccaniche originarie può essere completo. Un grosso problema di queste leghe è la pessima saldabilità, ancora peggiore di quella delle 2xxx, imponendone di fatto i collegamenti mediante rivettatura, con l'insorgere di lesioni per fatica nonché di inevitabili irregolarità e discontinuità dimensionali della superficie nelle zone interessate dal collegamento.
- ✓ 8xxx: questa classe comprende quali principali elementi di alligazione lo stagno (Al-Sn), per ottenere leghe con basso coefficiente d'attrito (leghe antifrizione indicate come Lubral), oppure, più importante, il litio (Al-Li), ottenendo straordinarie caratteristiche meccaniche e ottima resistenza criogenia (alle basse temperature).
- ✓ 9xxx: leghe particolari.

Secondo tale schema, la prima cifra del numero che individua la lega si riferisce al gruppo di appartenenza.

La seconda cifra definisce le eventuali varianti della lega originaria cui è riservato il numero "0": è quindi riservata alla individuazione della composizione chimica.

Le ultime due cifre individuano le singole leghe comprese nell'ambito del gruppo.

Per il primo gruppo, invece, le ultime due cifre indicano il grado di purezza dell'alluminio: ad esempio, la lega 1050 corrisponde ad un alluminio tecnico contenente il 99.50% di alluminio.

Sin dalla nascita del volo a motore, i progettisti di aerei hanno cercato di abbassare il peso dei velivoli. Fin dal velivolo dei fratelli Wright nel 1903 uno dei parametri fondamentali nella progettazione degli aerei è stato il rapporto tra potenza del motore ed il peso del velivolo (detto

potenza specifica); considerando la modesta potenza resa disponibile dai motori nella prima metà del secolo è logico aspettarsi che l'utilizzo di materiali leggeri era obbligatorio. La tabella 1.4 mette in evidenza come in un moderno aeroplano la percentuale di alluminio arrivi anche oltre l'80%.

Tabella 1-4. Composizione della struttura di un moderno aereo.

Aereo	Alluminio % in peso	Acciaio % in peso	Titanio % in peso	Compositi % in peso	Altro % in peso
Boeing 747	81	13	4	1	1
Boeing 757	78	12	6	3	1
Boeing 767	80	14	2	3	1
Boeing 777	70	11	7	11	1
DC-10	78	14	5	1	2
MD-11	76	9	5	8	2
MD-12	70	8	4	16	2

Le prime leghe usate erano quelle commercialmente indicate come durallumini, ovvero leghe Alluminio-Rame, denominate con codice 2xxx dalla Aluminium Association (associazione statunitense autrice di uno dei più famosi sistemi di designazione); nel tempo lo sviluppo di leghe con caratteristiche meglio adattabili all'uso aeronautico ha fatto sì che anche le leghe 7xxx, Alluminio-Zinco, si ritagliassero uno spazio sempre più grande. Negli ultimi anni, con l'aumentare della richiesta di materiali altamente performanti e leggeri, si stanno imponendo anche le leghe che contengono piccole percentuali di Litio.

Paragrafo 1.2 – La saldatura dell’alluminio.

Le connessioni realizzate nelle fasi di assemblaggio fra le diverse componenti di una struttura complessa, come può essere ad esempio un aeroplano civile, devono essere in grado non soltanto di assicurare quei valori di resistenza determinati in fase di progetto, ma anche e soprattutto di mantenerli costanti durante tutta la vita della struttura.

Le giunzioni di ogni costruzione metallica rappresentano, infatti, punti di discontinuità, il cui livello di affidabilità determina l’affidabilità complessiva dell’insieme; il cedimento accidentale di un solo giunto, sia esso di natura fisica sia di natura chimica, determina sempre uno stato di crisi che può comprometterne il normale stato di funzionamento.

Nel caso delle leghe di alluminio, ed in particolar modo per quel che concerne il settore aeronautico, le connessioni possono essere di vario tipo: si va dai collegamenti bullonati a quelli rivettati, mentre meno utilizzati sono i collegamenti mediante incollaggi o realizzati tramite saldature.

Risulta, pertanto, opportuno soffermarsi sui fenomeni e sulle problematiche relative alla saldatura in generale, ed alla saldatura delle leghe di alluminio in particolare, in quanto rappresentano l’oggetto del presente lavoro: verranno così analizzati vari aspetti, e per ognuno di essi si mostreranno le caratteristiche e le implicazioni maggiormente rilevanti a fini del processo di saldatura. Tutto ciò porterà a comprendere più facilmente le difficoltà tecnologiche e metallurgiche inerenti ai tradizionali processi di saldatura, in particolar modo per quel che riguarda la giunzione delle leghe di alluminio.

Da quanto visto sino ad ora appare evidente come nei processi di saldatura sia necessario tener conto sia di aspetti meccanici, come la durezza, la duttilità e la resilienza, in quanto i giunti saldati hanno sempre più una funzione strutturale, sia di aspetti relativi alla corrosione, come la suscettibilità all’attacco elettrochimico, poiché molto spesso ci si trova ad operare in ambienti fortemente aggressivi.

Una corretta saldatura non dovrà cioè causare l’insorgere di dannose discontinuità, quali ad esempio le cricature a caldo, che possono essere effetto sia della saldatura stessa sia conseguenza del trattamento termico post saldatura, e le cricature a freddo, causate da assorbimento di gas di varia natura, come ad esempio l’idrogeno in presenza di ambienti fortemente umidi; allo stesso modo una saldatura efficace dovrà evitare la formazione di vuoti e porosità, difficilmente rilevabili con metodi ispettivi di tipo visivo o comunque con metodologie a basso costo.

Oltre a ciò, bisogna tenere a mente come, per effetto della saldatura, le proprietà del metallo base vengono modificate non soltanto nella zona del cordone, ma anche nelle zone ad esso adiacenti, che pur non mescolandosi ad essa risultano strutturalmente modificate dal ciclo termico introdotto dalla saldatura stessa.

Sarà dunque scopo del presente capitolo fornire al lettore una panoramica sulle problematiche che intervengono in un qualsiasi processo di saldatura e mostrarne le implicazioni a livello tecnologico, metallurgico ed ingegneristico.

A valle di ciò si provvederà alla descrizione di un nuovo processo di saldatura, la Friction Stir Welding, che negli ultimi anni sembra aver permesso agli ingegneri di risolvere, almeno in parte, molte problematiche relative alle tradizionali metodologie per la saldatura delle leghe di alluminio di interesse aeronautico.

L'alluminio e le sue leghe, pur se in diversa misura a seconda della composizione e delle caratteristiche fisiche e meccaniche, sono in genere saldabili. Tuttavia la saldatura di questi materiali presenta specifici inconvenienti che richiedono accorgimenti e tecniche particolari. Basti pensare al fatto che non tutti i procedimenti di saldatura sono applicabili indistintamente alle varie leghe.

Con le tradizionali tecniche di saldatura per fusione, come ad esempio la tungsten inert gas (TIG) o la metal inert gas (MIG), è possibile saldare le leghe da lavorazione plastica delle serie 1000, 3000, 5000 e 6000, e quelle di media resistenza della serie 7000, purché non contenenti rame se non in piccole quantità.

Per le leghe altoresistenziali, appartenenti alla serie 2000, i procedimenti sopra menzionati comportano notevoli difficoltà di esecuzione, dovute principalmente alla presenza di uno strato di ossido, resistentissimo e praticamente impenetrabile, ed alla tendenza a dare origine a cricche in fase di fusione e solidificazione, legate alla presenza di intervalli di passaggio di fase molto estesi, che possono causare strati fusi o solidificati in anticipo rispetto al metallo base. Per queste leghe risultano più efficaci altri tipi di saldature, come ad esempio quella per attrito. Tuttavia anche questa particolare tecnica di giunzione presenta alcuni inconvenienti, primo fra tutti la limitata scelta fra le possibili geometrie del giunto saldato.

Alla luce di ciò, le principali problematiche che, sino ad oggi, hanno caratterizzato la saldatura dell'alluminio e delle sue leghe sono imputabili alle proprietà chimiche e fisiche del materiale, e consistono principalmente nei seguenti elementi:

elevato coefficiente di dilatazione termica lineare;

elevata conducibilità termica;

formazione di ossidi superficiali;

elevate possibilità di formazione di difetti di saldatura, quali cricche, porosità ed inclusioni;

presenza di tensioni residue;

elevate possibilità di distorsioni del giunto saldato.

Sarà compito, dunque, dei successivi paragrafi analizzare in dettaglio il motivo per cui questi elementi rappresentano delle limitazioni all'utilizzo delle tradizionali tecnologie di saldatura per la realizzazione di giunti in lega di alluminio.

Il coefficiente di espansione termica lineare delle leghe di alluminio, che restituisce una misura dell'allungamento del materiale in funzione della sua temperatura, risulta essere circa il doppio rispetto ai valori di un acciaio tradizionale. Per tale motivo è necessario effettuare la saldatura con molta attenzione, al fine di evitare inaccettabili variazioni delle dimensioni del giunto saldato.

Questo fenomeno di variazione dimensionale è tanto più marcato quando si eseguono saldature per fusione, in quanto le temperature raggiunte sono sensibilmente più elevate rispetto ad una tradizionale saldatura per attrito.

Risulta così opportuno eseguire, prima della saldatura vera e propria, un'operazione di appuntatura, effettuando dei punti di saldatura lungo i lembi del giunto al fine di rendere l'intero processo il più stabile possibile ed evitare possibili imbarcamenti del giunto saldato.

Gli elevati valori di questo coefficiente, unitamente a quelli della conducibilità termica sono la prima causa delle notevoli distorsioni che spesso caratterizzano la saldatura dell'alluminio, non consentendo elevate velocità di esecuzione della giunzione: tutto ciò comporta un rallentamento delle operazioni ed una diminuzione della produttività, fattore fortemente critico in un contesto industriale come quello occidentale.

La conducibilità termica è sicuramente uno dei fattori più importanti tra quelli che caratterizzano la saldatura e la saldabilità dei materiali.

Per le leghe di alluminio l'elevato valore di questo parametro se da un lato aiuta la solidificazione del bagno fuso, dall'altro porta anche ad una rapida dispersione del calore in seno al metallo che, unitamente all'elevata velocità di adduzione del calore, rende necessario l'utilizzo di fonti di energia concentrate per evitare che la zona interessata da alterazioni di tipo termico risulti troppo estesa.

Questa peculiarità comporta non soltanto una maggiore spesa energetica ma anche, a seguito dell'ingrossamento dei grani nella zona affetta da alterazioni di tipo termico, un possibile scadimento delle proprietà meccaniche del giunto che possono essere recuperate soltanto in seguito ad opportuni trattamenti termici.

Come noto l'alluminio e le sue leghe, in presenza di aria, mostrano la tendenza a ricoprirsi immediatamente in superficie di uno strato di ossido, denominato allumina (Al_2O_3), il cui spessore è mediamente di 10 Å.

Lo spessore e la velocità di formazione dipendono da molteplici fattori, tra i quali spiccano la composizione della lega (il magnesio, ad esempio, anche se in piccole percentuali, ne accelera la formazione) e la temperatura (all'aumentare di quest'ultima, lo spessore dello strato tende ad aumentare, così come aumenta la sua velocità di formazione).

Da quanto detto, è ovvio che durante un processo di saldatura, in cui le temperature sono tali da dar luogo alla fase liquida, o comunque raggiungono valori in prossimità dell'eutettico, la formazione di Al_2O_3 è non solo inevitabile, ma anche piuttosto rapida.

È opportuno, quindi, rimuovere lo strato di ossido prima di sottoporre l'alluminio ad un processo di saldatura per fusione: ciò può essere fatto meccanicamente attraverso operazioni di smerigliatura, limatura e raschiatura oppure tramite pulitura chimica, con l'ausilio di opportuni solventi.

L'ossido Al_2O_3 fondendo a circa 2.050°C , valore molto più alto della temperatura di fusione del metallo base, può rimanere intrappolato allo stato solido all'interno del bagno fuso causando gravi conseguenze: tra esse ricordiamo a titolo di esempio la perdita di duttilità, la formazione di cricche e la presenza di zone in cui non si raggiunge la perfetta fusione.

In caso di saldature con materiale d'apporto, il problema diventa ancora più rilevante, in quanto le gocce fuse di quest'ultimo si rivestono rapidamente di una pellicola solida di ossido che, per la sua insolubilità nel metallo fuso e per le caratteristiche fisiche, impedisce la corretta esecuzione del giunto. Se si tentasse di portare a fusione l'ossido, si otterrebbe, come naturale conseguenza, il surriscaldamento del materiale sottostante o la sua fusione in quantità superiore al necessario; senza pensare poi che un simile riscaldamento porterebbe ad alterazione termica una notevole quantità di metallo base.

Un'altra caratteristica dell'allumina che condiziona il processo di saldatura è la sua densità, piuttosto elevata in rapporto a quella della lega fusa (3.600 kg/m³ contro 2.700 kg/m³). Per questo motivo l'ossido ha la tendenza a rimanere inglobato, durante la successiva solidificazione, all'interno del cordone, creando quindi disomogeneità e inclusioni: ciò può causare lo scadimento della resistenza meccanica del giunto e favorire fenomeni di corrosione.

Sulla base di quanto detto si comprende immediatamente come durante una operazione di saldatura l'ossidazione deve necessariamente essere prevenuta, e ciò può essere fatto proteggendo l'intera area interessata alla fusione e al riscaldamento tramite gas inerti e flussi antiossidanti, oppure con l'utilizzo di opportuni rivestimenti.

Qualora si utilizzino dei gas, la scelta ricade su elio o argon, o una miscela dei due; i flussi, invece, sono generalmente costituiti da una miscela di fluoruri e cloruri di potassio, sodio e litio. Affinché una tale protezione eserciti una favorevole azione nei riguardi della saldatura deve avere diverse caratteristiche: temperatura di fusione e peso specifico inferiori a quelli del metallo da saldare, capacità di portare in soluzione l'ossido, buona coesione e aderenza al metallo fuso al fine di formare una pellicola protettiva.

Una volta che i flussi sono solidificati sulla superficie nelle zone di saldatura, devono essere asportati: se ciò non avvenisse, essi continuerebbero ad esercitare la loro azione assorbente nei confronti dell'allumina che si forma successivamente nella zona di saldatura, dando luogo ad un vero e proprio fenomeno corrosivo, in quanto eliminano lo strato passivante che si viene a creare. L'eliminazione del flusso solidificato può avvenire attraverso le tradizionali operazioni per asportazione di truciolo a seconda dello spessore interessato.

I difetti di saldatura sono delle interruzioni nella struttura fisica della giunzione che ne alterano il risultato finale costituendone un pericolo in fase di utilizzazione, in quanto le zone caratterizzate da

difetti costituiscono l'anello debole dell'intera struttura in esame. I difetti possono essere classificati in tre ampie categorie, come di seguito indicato:

- ✓ con riferimento al progetto;
- ✓ con riferimento al processo;
- ✓ con riferimento a ragioni metallurgiche.

La prima classe di difetti, e cioè quelli relativi al progetto, include problematiche che coinvolgono dettagli di progetto o strutturali, come ad esempio la scelta sbagliata del tipo di giunto di saldatura per una data applicazione.

I difetti relativi al processo includono, invece, tutta una serie di difetti che possono verificarsi in virtù dello specifico processo tecnologico di saldatura adoperato. Tra essi ricordiamo:

- ✓ inclusione di scoria, ossia la presenza di una particella solida non metallica intrappolata nella metallo saldato oppure tra il metallo saldato ed il metallo base;
- ✓ porosità, cioè una massa di gas rimasta intrappolata nel metallo durante il processo di solidificazione;
- ✓ cavità di restringimento, ossia quella cavità provocata nel metallo saldato a causa del naturale ritiro durante la solidificazione;
- ✓ inclusioni di ossido, cioè la presenza all'interno del materiale saldato di quelle particelle di ossido superficiale che non sono state rimosse e che sono rimaste in esso intrappolate;
- ✓ insufficienza di fusione (LOF), ossia quella condizione provocata da una fusione incompleta del metallo;
- ✓ insufficienza di penetrazione (LOP), ossia quella condizione nella quale la penetrazione della saldatura è inferiore alle specifiche.

La categoria appena esaminata contiene difetti che possono verificarsi maggiormente durante quei processi tecnologici in cui si porta a completa fusione parte del metallo base.

L'alluminio, infatti, in particolar modo a temperature elevate, presenta la peculiarità di disciogliere al suo interno, con una certa facilità, una elevata quantità di gas. Questa caratteristica, che tende ad aumentare quando la lega si trova allo stato liquido, ci permette di comprendere come, soltanto in parte, questi difetti possano essere imputati a tecnologie di saldatura allo stato solido. In tal caso,

infatti, la capacità dell'alluminio di inglobare particelle di gas diminuisce a seguito delle più basse temperature di lavoro.

I difetti di carattere metallurgico sono, al contrario, legati principalmente a problematiche inerenti alla particolare lega metallica, e tra essi si annoverano l'incrinatura, cioè quel difetto costituito da una frattura caratterizzata da un'apertura di forma appuntita, acuta e con un elevato rapporto lunghezza – larghezza; e la segregazione, ossia la non uniforme distribuzione o concentrazione rispettivamente delle impurità o degli elementi leganti che emergono durante la solidificazione.

Tra tutti i difetti sopra menzionati ne esistono alcuni che per la loro frequenza nel verificarsi e per l'entità dell'alterazione causata nel giunto possono considerarsi più rilevanti, come ad esempio le porosità, le insufficienze di fusione e le cricche.

Le porosità, che si formano sulla superficie del cordone di saldatura o nelle zone ad esso adiacenti, hanno la caratteristica forma di una lacrima circolare o allungata: esse possono essere distribuite lungo tutta la giunzione oppure possono localizzarsi in una piccola area, ed in particolare possono trovarsi sulla base o sulla testa del giunto stesso.

Questo tipo di difetto, come già accennato prima, può essere causato da gas intrappolato nel metallo fuso, da non adeguate operazioni di pulizia durante la preparazione del giunto, ma anche da umidità presente sul metallo base o sul metallo d'apporto, ed in tal caso la formazione dei pori è generalmente da imputarsi alla presenza di idrogeno.

Le diverse tipologie di porosità possono essere individuate in base all'ammontare ed alla distribuzione delle bolle. Alcuni tipi sono i seguenti, e vengono mostrati schematicamente in Figura 1-1.

La porosità a grappolo (a), è caratterizzata da raggruppamenti di bolle intervallati da zone esenti da porosità.

La porosità lineare (b), presenta pori che assumono una distribuzione lineare. Questo tipo di porosità generalmente si individua alla base della saldatura ed è associata alla incompleta penetrazione nel giunto.

La porosità uniformemente distribuita (c), si evidenzia con bolle uniformemente distribuite lungo la saldatura.

La porosità a tarli (d) mostra dei vuoti, più precisamente solchi, di forma allungata.

La porosità allungata (e,f) è, infine, rappresentata da rigonfiamenti di forma molto allungata ed inclinati lungo la direzione di saldatura. Questa tipologia di porosità si manifesta anche nella classica forma a spina di pesce.

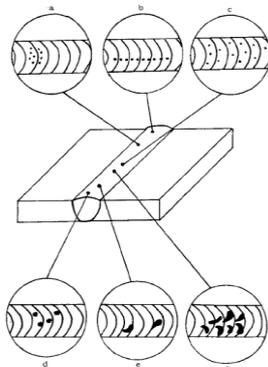


Figura 1-1. Diverse tipologie di porosità.

Dal punto di vista elettrochimico è importante evitare la formazione dei pori, o quanto meno individuarne la posizione, in quanto questi possono costituire punti privilegiati di innesco di fenomeni corrosivi.

L'individuazione delle porosità viene, generalmente, effettuata tramite esame radiografico od ultrasonico.

Le insufficienze di fusione sono sostanzialmente causate da inadeguate condizioni di saldatura, come ad esempio, nel caso di saldatura TIG, dalla cattiva manipolazione dell'elettrodo; tale classe di difetti può essere imputata all'alta velocità di saldatura, ad eccessive dimensioni dell'elettrodo o dell'utensile e a scadente preparazione o sgrassatura dei giunti.

Le cricche associate alla saldatura possono essere individuate nella saldatura stessa o nel metallo base; con tale termine si intende una limitata separazione del materiale con dilatazione o espansione prevalentemente bidimensionale.

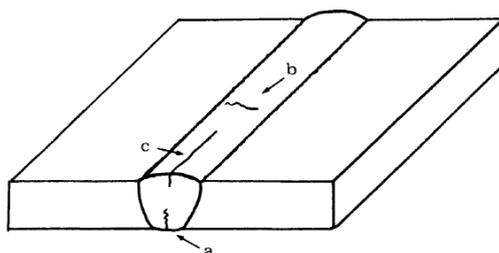


Figura 1-2. Forma e localizzazione delle cricche.

Le cricche che appaiono sulla superficie del giunto possono essere intercettate con esame magnetico o con liquidi penetranti a patto però che si trovino in superficie, mentre l'esame radiografico è indicato per individuare la direzione lungo la quale la cricca si sviluppa. Infine l'esame agli ultrasuoni è molto utile per evidenziare quelle cricche formatesi nella zona saldata o comunque piuttosto in profondità.

Le tensioni residue sono sforzi che si manifestano nei giunti saldati per effetto dell'applicazione localizzata del calore. Esse hanno la caratteristica, da qui il loro nome, di permanere nel giunto anche quando questo è stato ultimato, quando cioè questo si è definitivamente raffreddato. In altre parole le tensioni residue, altrimenti dette tensioni interne o bloccate, sono degli sforzi presenti all'interno del pezzo quando da questo sono stati eliminati tutti i carichi esterni.

Quando tali sollecitazioni sono di origine termica, cosa che si verifica nel caso di operazioni di saldatura, possono sovente causare la formazione di cricche nei giunti. Queste, se di una certa entità in prossimità della saldatura, possono dare origine alla prematura rottura della struttura giuntata, qualora questa sia sottoposta a determinate condizioni di carico.

Altro importante problema relativo ad un processo tecnologico come la saldatura in generale ed alla saldatura dell'alluminio in particolare sono le distorsioni che subiscono i giunti dopo il raffreddamento.

Il motivo del verificarsi di tale fenomeno può essere attribuito al non uniforme ciclo di riscaldamento – raffreddamento che, durante una saldatura, subiscono sia il metallo saldato che l'adiacente metallo base, in maniera tale da determinare il formarsi di complesse distorsioni in seno al giunto.

La combinazione di questi cicli termici, oltre a provocare l'insorgere di tensioni residue dovute principalmente alle spinte metallostatiche del materiale portato a fusione, producono delle forze interne che causano curvature e rotazioni. Queste variazioni dimensionali sono conosciute appunto come distorsioni da raffreddamento.

Tale problema si verifica particolarmente nelle saldature dell'alluminio per le tipiche caratteristiche fisiche che questo metallo presenta, come l'elevato coefficiente di espansione termica lineare,

l'elevata conducibilità termica, ma anche il basso modulo di elasticità normale. Tutto questo si traduce, a parità di tecnica di saldatura, in restringimenti superiori a quelli dell'acciaio, proprio perché il calore generato si dissipa più rapidamente.

I restringimenti trasversali e longitudinali sono principalmente causati dalla contrazione del metallo base adiacente a quello saldato: durante la saldatura, infatti, tale metallo subisce un'espansione termica e successivamente, nella solidificazione del cordone, subisce un restringimento che è responsabile del fenomeno di distorsione.

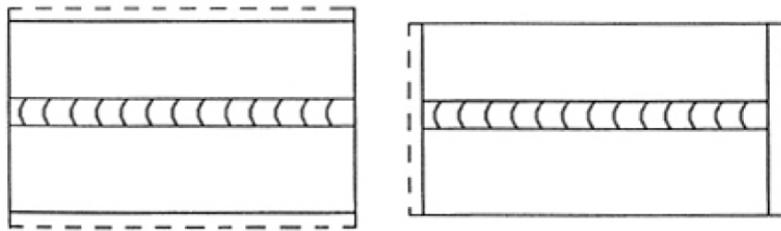


Figura 1-3. Distorsione trasversale e longitudinale.

Altre cause che determinano restringimenti non uniformi sono le distorsioni angolari, ossia la rotazione delle piastre intorno all'asse di saldatura.

Quando due piastre vengono saldate, i lati opposti, cioè quelli che non vengono saldati, si muovono generando una distorsione angolare. In molti casi pratici poi, la causa di questa tipologia di distorsioni è imputabile al non corretto posizionamento dei dispositivi di serraggio. Questi, infatti, quando non sono distribuiti uniformemente lungo il giunto possono certamente esercitare una forte pressione in grado di evitare elevati restringimenti trasversali, ma allo stesso tempo possono provocare distorsioni angolari.



Figura 1-4. Distorsioni angolari.

In tutte le leghe bonificate la saldatura provoca, nella zona termicamente alterata, uno scadimento ed un'alterazione delle proprietà ottenute col trattamento termico: il calore generato per effetto della saldatura e le elevate temperature raggiunte causano, nella zona termicamente alterata, delle

modificazioni strutturali riconducibili a riprecipitazione o crescita dei precipitati. A seconda della lega di alluminio la temperatura oltre la quale si ritiene che il materiale abbia subito un'alterazione termica varia tra 240 e 250°C.

Tipicamente la zona termicamente alterata è suddivisibile in due siti aventi caratteristiche diverse: nella zona attigua al cordone di saldatura, dove si raggiungono le temperature più alte, si può avere la risolubilizzazione completa dei grani, disponendo così di caratteristiche di bassa resistenza ma buona duttilità; nella zona in cui la temperatura è inferiore a quella di solubilizzazione, ma è superiore a quella di invecchiamento cui la lega è stata sottoposta, si raggiungono vari gradi di invecchiamento e dunque differenti caratteristiche di indurimento e duttilità in funzione della temperatura (decescente a mano a mano che ci si allontana dal cordone) e del tempo di mantenimento a tale temperatura.

Tutte le leghe da trattamento termico richiedono un tempo di stazionamento alla temperatura di invecchiamento più o meno lungo e, nel caso di invecchiamento artificiale, anche di un lento raffreddamento successivo: tutto questo, ovviamente, non accade durante una saldatura, per cui la zona termicamente alterata sarà costituita da vari gradi di dissoluzione e ingrossamento dei grani a seconda delle condizioni termiche raggiunte.

Naturalmente, come sarà meglio chiarito in seguito, il procedimento di saldatura adottato ed i parametri utilizzati determinano l'estensione della zona degradata: alti valori del calore generato o preriscaldamenti incrementano le dimensioni ed il grado di alterazione della zona termicamente alterata, mentre l'adozione di saldature in più passate, controllandone ad ogni volta la temperatura, ed il mancato preriscaldamento possono diminuirne le dimensioni, in maniera anche piuttosto significativa.

In ogni caso, per i motivi appena descritti, a valle di un processo di saldatura sono richiesti, o comunque auspicabili, nuovi trattamenti termici atti ad assicurare le caratteristiche meccaniche richieste. A volte, infatti, il calore generato dalla saldatura può ricondurre il materiale nella condizione T0. [16]

Da quanto si è potuto constatare nei precedenti paragrafi, le tecnologie di saldatura per fusione risultano poco appropriate quando il materiale da saldare sia alluminio o una sua lega. Più indicate risultano invece le saldature allo stato solido, ed in particolar modo quelle per attrito. Tale

tecnologia presenta però una ulteriore limitazione legata principalmente alla insufficiente tipologia di geometrie di giunti saldati.

A ciò bisogna aggiungere la difficoltà di saldare, con qualsiasi tecnologia tradizionale, sia essa per fusione sia essa allo stato solido, leghe di interesse aeronautico, ossia quelle leghe appartenenti alle serie 2000 e 7000. Queste leghe di alluminio sono classificate come non – saldabili a causa della povera solidificazione microstrutturale e della porosità nella zona di fusione. In più, la perdita di proprietà meccaniche comparata con il materiale base risulta essere molto rilevante.

Questi fattori fanno della giunzione di questo tipo di leghe un processo difficilmente realizzabile con l'utilizzo di saldature convenzionali, ragion per cui ancora oggi l'uso della saldatura per la giunzione di strutture aerospaziali risulta essere piuttosto modesto. Soltanto qualche lega di alluminio può essere saldata efficacemente, ma la preparazione della superficie è costosa e la formazione degli ossidi di superficie costituisce un problema rilevante. Attualmente si sta sviluppando una nuova tecnologia di saldatura consistente nella giunzione di parti metalliche mediante l'uso di un fascio laser; tale tecnica, sebbene comporti comunque i problemi relativi alla fusione delle leghe, detiene una serie di vantaggi, esposti nel seguente paragrafo.

Tutta questa serie di problematiche ha spinto gli studiosi alla ricerca di una tecnologia di saldatura che consentisse di risolvere i numerosi problemi precedentemente elencati, in particolar modo quelli relativi alla fusione del materiale base ed alla sua successiva solidificazione. A questo bisogno sembra aver risposto in maniera efficace la Friction Stir Welding (FSW), che permette di realizzare giunzioni particolarmente resistenti senza portare il materiale base allo stato liquido, risolvendo quindi gran parte dei problemi legati alla saldatura in generale e a quella delle leghe di alluminio più in particolare. Il presente lavoro è improntato all'analisi della saldatura a mezzo laser (Laser Beam Welding), che è in grado di assicurare una gamma più ampia di geometrie, in particolare la giunzione a T di lamiera.

Sebbene la rivettatura sia ormai accettata come metodo efficace per la realizzazione di giunti in alluminio, tecnologie innovative come la saldatura laser (Laser Beam Welding, LBW) e la saldatura per Frizione e Mescolamento (Friction Stir Welding, FSW), sono state recentemente proposte come metodi efficaci per saldare le leghe di alluminio ad alta resistenza. Tali tecnologie sono, pertanto, candidate alla sostituzione della rivettatura nella giunzione dei componenti in lega di alluminio con notevoli vantaggi legati all'abbassamento dei costi di produzione, manutenzione e di peso. Di non

secondaria importanza è la varietà di configurazioni con cui si possono realizzare le saldature (giunti di testa, ‘lap joints’, giunti a T, etc.) ed il fatto che si possano saldare anche componenti non piani.

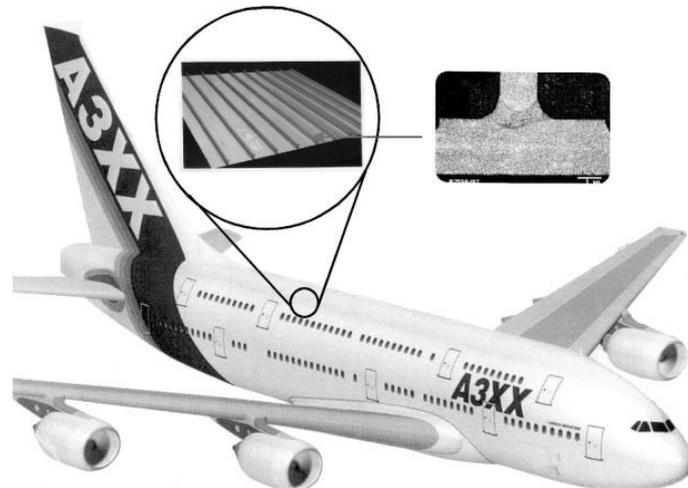


Figura 1-5. Applicazione del Laser Beam Welding nell'industria aeronautica.

Per la realizzazione di una giuntura a mezzo laser si utilizza un fascio di onde elettromagnetiche in fase (fotoni) focalizzati con mezzi ottici e concentrati sul pezzo generando elevate potenze.

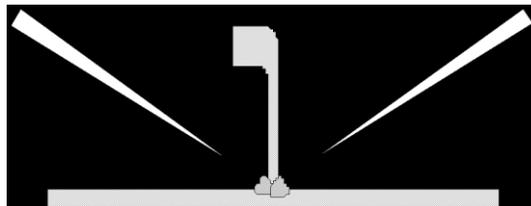


Figura 1-6. Disposizione dei fasci laser per saldatura di giunto a T.

Quando il fascio colpisce la superficie l'energia viene in parte riflessa e in parte assorbita portando il materiale alla fusione. Se la concentrazione cresce oltre un certo limite si ha vaporizzazione istantanea del metallo base nella zona dove il fascio è più concentrato mentre nella zona circostante c'è il metallo fuso. Il vapore metallico ad alta temperatura e pressione spinge lateralmente il fuso e il fascio procede nel metallo sottostante. Il foro formatosi viene definito foro guida o keyhole. Si crea un equilibrio tra la pressione di vapore che tende ad allargare il foro e la pressione idrostatica

del metallo fuso circostante che tende a chiudere il foro. Tale equilibrio determina la profondità di penetrazione del foro nel pezzo.

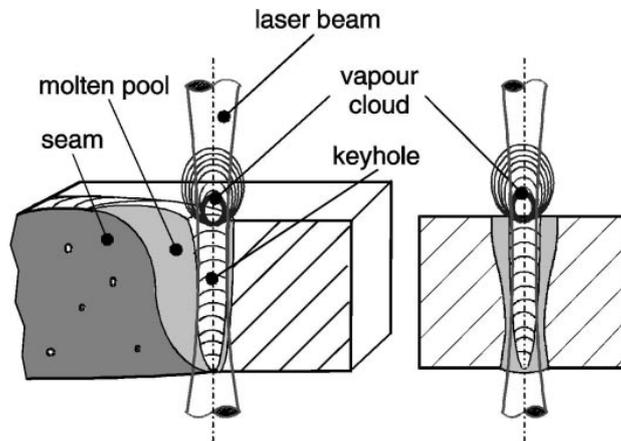


Figura 1-7. Profondità di penetrazione del keyhole.

E' possibile impiegare due diversi tipi di laser:

Laser a stato solido (YAG): sotto forma di flash di cui solo il 5% è convertito in radiazioni monocromatiche di lunghezza d'onda pari a $1.06 \mu\text{m}$; la qualità del fascio non è elevata e viene trasportato con fibre ottiche.

Laser a gas (CO_2): il gas viene attivato con azoto eccitato da corrente elettrica con rendimenti di attivazione del 10-15% e lunghezza d'onda di $10.6 \mu\text{m}$. Si riscontra una migliore qualità del fascio, trasportabile con catene ottiche a specchi, grande produttività e costi di gestione inferiori.



Figura 1-8. Laser YAG.

Questo processo di giunzione ha ottenuto risultati importanti in molti materiali ma non nell'alluminio dove ci sono ancora molte difficoltà e per questo è tuttora oggetto di studi di ricerca. Fin dai primi tempi della diffusione delle sorgenti laser sul mercato si è tentato di saldare queste leghe ottenendo risultati non soddisfacenti. Da allora qualche passo è stato fatto: vengono riportati alcuni risultati relativi a leghe campione saldate con sorgenti di diverso tipo e di diversa potenza in funzione di spessori diversi.

1045: basso tenore di leganti favorisce la saldabilità, difficoltà nell'innesco.

2024: presenza di microfessurazioni.

2090: elevata criccabilità a caldo.

2019: buona saldabilità.

3103: buona saldabilità.

5005: saldabilità soddisfacente.

5086: saldabilità sufficiente.

6060: saldabilità agevole, problemi di cricche a caldo.

7090: buona saldabilità.

7075: saldabilità problematica.

La scelta dei parametri di saldatura è impostata sull'ottimizzazione del livello di qualità tenendo sempre presente considerazioni che portino ad elevata produttività. La saldatura con CO₂ richiede potenze molto più elevate che per l'acciaio: ad esempio per spessori di 5mm si richiede una potenza di almeno 8 KW e per evitare porosità e irregolarità, la velocità di saldatura deve essere superiore a 3m/min e realizzata mediante ottiche di focalizzazione con specchi parabolici di lunghezza focale di 150-200mm. In questi ultimi anni è aumentato l'interesse per l'impiego del filo d'apporto (diametro 0.8-1.2mm, lega 4043, 4047, 5356) poiché comporta una maggiore facilità di innesco, elevata stabilità del processo, migliore saldabilità. Il suo impiego richiede però aumenti di potenza e riduzione di velocità. I gas di assistenza previsti sono l'azoto e l'elio, atti a proteggere il cordone; i flussi devono essere laminari per evitare possibili contaminazioni del cordone fuso. Esperienze in camere a bassa pressione non hanno portato vantaggi. La saldatura con YAG è caratterizzata da scarsa qualità del fascio a cui si sopperisce con elevati picchi di potenza e ottiche di focalizzazione

corte. È possibile operare in continuo, pulsato o modulato. E' necessario prestare attenzione all'interazione fascio-alluminio: al di sotto di un valore minimo di potenza non c'è innesco, sopra un valore critico si originano difetti pesanti nel cordone. Il gas di copertura previsto è argon, elio o miscele.

In Figura 1-9 è raffigurato un tipico giunto saldato a mezzo laser dove si distinguono le tre zone caratteristiche:

Weld bead: cuore della saldatura che, nel corso della processo, è soggetto a fusione e risolidificazione accompagnata da ricristallizzazione della matrice metallica. Si tratta di un'area non definita a livello microstrutturale in quanto si determina la fusione di entrambi i materiali che possono essere anche diversi.

Heat affected zone: è la zona termicamente alterata sottoposta ad elevata temperatura durante il processo di saldatura.

Parent metal: è il metallo di base.

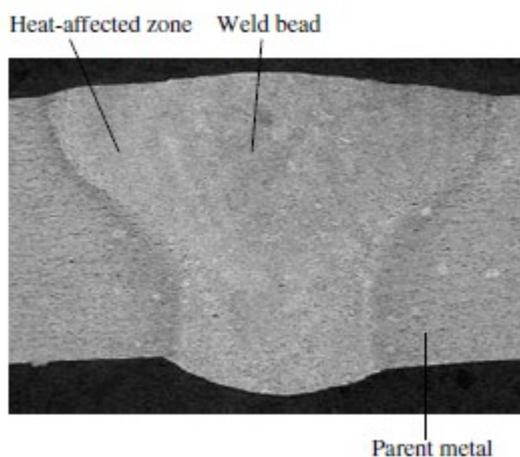


Figura 1-9. Tipico giunto saldato a mezzo laser.

La giunzione tramite tecnica laser presenta molti vantaggi fra i quali è di grande importanza la bassa e precisa sollecitazione termica, con conseguente riduzione delle distorsioni ed aumento dell'accuratezza; inoltre si riescono a generare grosse densità di potenza sull'area di lavoro ed in tempi molto brevi.

L'energia è trasferita al pezzo, nella zona da saldare, in maniera istantanea, il calore prodotto non ha un tempo sufficiente per trasferirsi per conduzione alle zone adiacenti, quindi le stesse non sono

interessate da eccessivi surriscaldamenti. Tutta l'energia è spesa unicamente nella zona da saldare, ne consegue una ridotta estensione della Z.T.A, una elevata qualità del giunto (spesso anche superiore a quella del materiale base), l'assenza di deformazioni, fenditure e tensioni interne grazie ad una distribuzione più uniforme del calore. Di conseguenza non sono necessari trattamenti distensivi e/o lavorazione che comunque comportano: (i) un aggravio in termini di tempi e di costi di lavorazione; (ii) zona fusa profonda e stretta con frontiere di fusione principalmente parallele fra loro (il rapporto profondità larghezza delle giunture realizzate con la tecnica in penetrazione è generalmente 4:1 ma può arrivare fino ad un rapporto di 10:1); (iii) alta produttività legata alle alte velocità di saldatura e alle semplicità delle operazioni di preparazione e realizzazione della giuntura; (iv) possibilità di realizzare profili curvilinei e dalla geometria complessa; (v) non vi è contatto diretto fra utensile e pezzo in questo modo si evita l'usura del primo e la vibrazione del secondo; (vi) buona flessibilità ed affidabilità del processo grazie anche alla possibilità d'impiego di macchine ad elevata automazione.

La saldatura laser può essere realizzata con o senza materiale di apporto, in diversi ambienti (sotto vuoto, in aria, in atmosfera controllata) e può raggiungere punti che sono inaccessibili alle normali tecniche di saldatura.

Si individuano comunque una serie di svantaggi in tale tecnica legati sia all'elevata densità di energia utile a garantire l'innesco che porta ad un aumento di potenza causa di difetti quali porosità sia agli elementi in lega che agiscono sul comportamento del plasma, che può bloccare il laser, e sul comportamento del metallo liquido vicino al keyhole. In zona fusa il passaggio in fase vapore di alcuni bassobollenti avviene in modo brusco danneggiando l'integrità del giunto; elementi come zinco, magnesio, litio, aventi basso punto di ebollizione e basso calore specifico procurano instabilità ed effervescenza del bagno, spruzzi, porosità residua, esplosioni che svuotano il cordone. Importante sottolineare che il litio procura problemi di fessurazione conferendo però facilità all'innesco. La presenza dell'ossido è causa di instabilità perché c'è assorbimento non omogeneo dell'energia incidente inoltre è responsabile della formazione di grandi quantità di idrogeno causa dell'ottanta per cento della porosità residua. Tale porosità non può essere accettata in molte applicazioni (aeronautica), in altri casi è accettabile purché i pori siano piccoli e non allineati o addensati. Vengono osservati fenomeni di cricche a caldo. La preparazione dei lembi risulta essere complessa poiché richiede ottima planarità ed accostamenti molto precisi. Non è stata ancora

adottata una procedura standard per la pulizia dei lembi; la RTM (Torino) non prevede alcuna pulizia e la saldatura viene effettuata in linea con la lavorazione meccanica evitando così l'esposizione prolungata in atmosfera; altri centri prevedono una raschiatura dei lembi con conseguente pulitura tramite solventi. In definitiva le problematiche legate alla tecnica di saldatura a mezzo laser sono:

- bassa efficienza del processo dal punto di vista energetico, infatti la conversione energetica è mediamente il 10% di quella disponibile;
- l'elevata riflettività della superficie, maggiore nella serie 1000 rispetto alle leghe (maggiore del 90% per lunghezza d'onda di $10.6\mu\text{m}$, maggiore del 75% per lunghezza d'onda di $1.06\mu\text{m}$), fa sì che ci sia perdita di gran parte della potenza impiegata creando difficoltà di innesco e fenomeni di instabilità;
- necessità di un posizionamento preciso del giunto rispetto al fascio laser, affinché la focalizzazione del fascio sia mantenuta e quindi anche le caratteristiche volute del cordone;
- sistemi di sicurezza per la protezione degli operatori e delle attrezzature;
- problemi di porosità della saldatura dovute al collasso del keyhole.

Le connessioni in fase di assemblaggio di componenti per realizzare una struttura complessa devono essere in grado di assicurare valori di resistenza predeterminati e praticamente costanti durante la vita della struttura. Le giunzioni di ogni costruzione metallica rappresentano punti di discontinuità, il cui livello di affidabilità costituisce l'affidabilità dell'intera struttura: il cedimento accidentale di un solo giunto, sia esso di natura fisica o chimica, determina sempre uno stato di crisi che può compromettere l'intera struttura.

Nel caso delle leghe di alluminio le connessioni, come precedentemente detto, sono di vario tipo: collegamenti bullonati, rivettature, giunzioni per deformazione plastica, incollaggi, saldature (ad arco, a resistenza, brasatura, per attrito, ecc.). Risulta opportuno soffermarsi sui fenomeni e le problematiche relative alla saldatura in generale e alla saldatura delle leghe di alluminio, oggetto di questo lavoro: verranno così analizzati vari aspetti della saldatura, e per ognuno di essi si mostreranno le caratteristiche e le implicazioni.

Prima di mostrare le caratteristiche della saldatura dell'alluminio e delle sue leghe è opportuno mostrare il concetto di saldabilità: questa è definita come la capacità di un materiale di essere saldato sotto le condizioni di fabbricazione imposte in una specifica ed appropriata struttura, e di assolvere in modo esaustivo all'impiego previsto. In pratica il termine saldabilità sta a significare la possibilità di realizzare saldature corrette e di ottenere un manufatto che fornisca le prestazioni richieste durante l'esercizio.

È necessario quindi tenere conto sia di aspetti meccanici, come la durezza, la duttilità, la resistenza all'impatto, sia di aspetti relativi alla corrosione, come la suscettibilità all'attacco elettrochimico.

Una corretta saldatura non dovrà causare l'insorgere di dannose discontinuità, quali ad esempio criccate a caldo (sia effetto della saldatura stessa, che conseguenza del trattamento termico post-saldatura), criccate a freddo (causate da assorbimento di idrogeno, in presenza di umidità), porosità o vuoti.

Oltre a questo, bisogna tenere in conto che per effetto della saldatura le proprietà del metallo base vengono modificate non solo nella zona del cordone, ma anche nella ZTA (zona termicamente alterata), regione adiacente alla giunzione vera e propria, che non si mescola ad essa, ma è strutturalmente modificata dal calore generato dalla saldatura e dal ciclo termico da essa indotto.

Ovviamente l'utilizzabilità di una saldatura è legata all'applicazione cui il particolare pezzo saldato è destinato.

La difficoltà di realizzare saldature ad alta resistenza, in leghe di alluminio di interesse aerospaziale, come le leghe della serie 2XXX e 7XXX, ha a lungo inibito l'uso della saldatura per la giunzione di strutture aerospaziali. Queste leghe di alluminio sono generalmente classificate come non-saldabili a causa della povera solidificazione microstrutturale e della porosità nella zona di fusione. In più, la perdita di proprietà meccaniche comparata con il materiale base è molto rilevante. Questi fattori, fanno della giunzione di questo tipo di leghe, un processo difficilmente realizzabile con l'utilizzo di saldature convenzionali. [25-31]

Qualche lega di alluminio può essere saldata efficacemente, ma la preparazione della superficie è costosa e gli ossidi di superficie costituiscono un problema rilevante. La

Friction Stir Welding (FSW) è stata inventata al The Welding Institute (TWI) in Inghilterra nel 1991 come una tecnica di giunzione allo stato solido, ed è stata inizialmente applicata alle leghe di alluminio. Il concetto base della FSW è particolarmente semplice. Un utensile rotante con uno speciale pin e shoulder è inserito tra i lati combacianti di fogli o lastre che devono essere unite e viene fatto avanzare lungo la linea di giunzione (Figura 1-10).

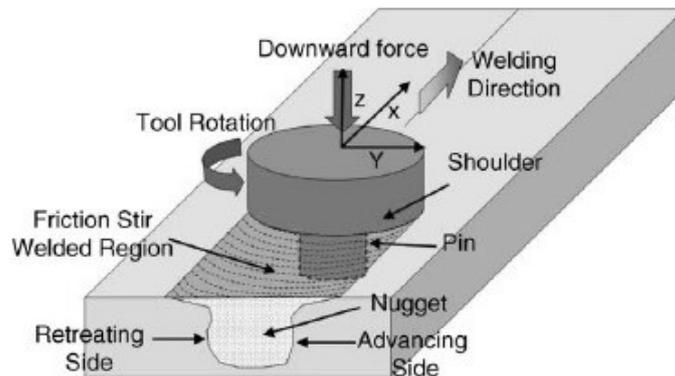


Figura 1-10. Rappresentazione schematica della friction stir welding.

L'utensile assolve a due funzioni principali:

- a) Riscaldamento del pezzo da lavorare;
- b) Movimento del materiale finalizzato alla produzione del giunto.

Il riscaldamento è generato dall'attrito tra l'utensile ed il pezzo e dalla deformazione plastica del pezzo. Il riscaldamento localizzato ammorbidisce il materiale attorno al pin e la combinazione della rotazione e della traslazione dell'utensile porta al movimento del materiale dalla zona anteriore del pin al suo retro. Come risultato di questo processo la giunzione viene realizzata allo "stato solido". A causa della varietà delle geometrie dell'utensile, il movimento del materiale attorno al pin può essere piuttosto complesso. Durante la saldatura FSW, il materiale subisce un'intensa deformazione plastica ad elevate temperature, che inducono la generazione di grani ricristallizzati con una struttura fine ed equiassiale. Questa struttura fine, prodotta attraverso la FSW, gode di buone proprietà meccaniche. La FSW è considerata come il più significativo sviluppo della giunzione di metalli dell'ultimo decennio ed è una tecnologia "verde" per la sua efficienza energetica, il

non-utilizzo di gas di protezione e la sua versatilità. Paragonata ai metodi convenzionali di saldatura, la FSW consuma una considerevole quantità di energia in meno. Per realizzare questo tipo di giunzione non vi è la necessità di utilizzare alcun materiale d'apporto e quindi ogni tipo di lega di alluminio può essere giuntata senza tenere conto della compatibilità di composizione, che è un problema nelle saldature per fusione. In contrasto alla tradizionale saldatura per attrito, che viene usualmente realizzata su piccole parti asimmetriche che possono essere ruotate e pressate l'una contro l'altra per formare la giunzione, la FSW può essere applicata a vari tipi di giunzioni come butt joint, lap joint, T butt joint and fillet joint. In Figura 1-11 vengono rappresentate le diverse configurazioni di giunti realizzabili con il processo FSW.

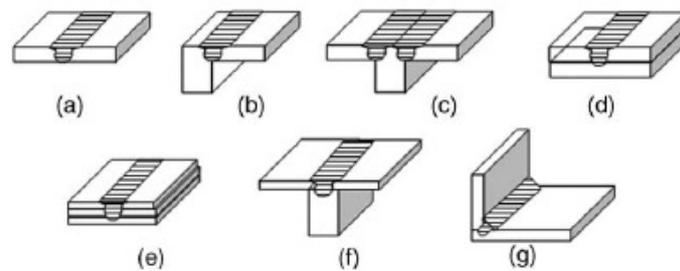


Figura 1-11. Configurazioni dei giunti realizzabili con la FSW: (a) square butt, (b) edge butt, (c) T butt joint, (d) lap joint, (e) multiple lap joint, (f) T lap joint, (g) fillet joint.

I parametri di saldatura, geometria dell'utensile e la configurazione del giunto esercitano effetti significativi sulla conformazione del flusso del materiale e la distribuzione della temperatura, influenzando così l'evoluzione microstrutturale del materiale. Verranno trattati, qui di seguito, i principali fattori che influenzano la FSW. Nello specifico:

- a) Geometria dell'utensile.
- b) Parametri di Saldatura.
- c) Configurazione del giunto.

La geometria dell'utensile è il più influente aspetto dello sviluppo del processo. La geometria dell'utensile gioca un ruolo critico nel flusso del materiale e governa la velocità

di avanzamento con la quale la FSW può essere condotta. Un utensile FSW è costituito da un pin e da uno shoulder come rappresentato schematicamente in Figura 1-12.

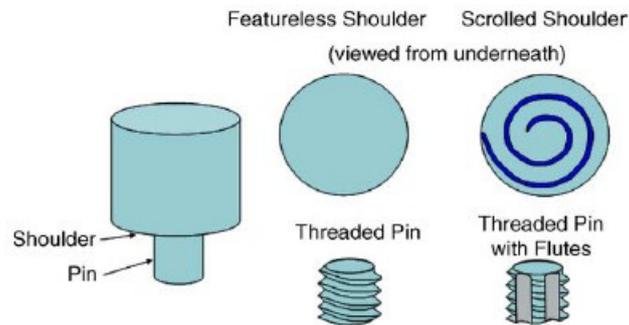


Figura 1-12. Rappresentazione schematica di un utensile FSW.

Come menzionato in precedenza l'utensile ha due funzioni primarie:

a) riscaldamento localizzato b) flusso del materiale. Nella fase iniziale della penetrazione dell'utensile, il riscaldamento proviene principalmente dall'attrito tra il pin e il pezzo da lavorare. L'ulteriore riscaldamento proviene dalla deformazione del materiale. L'utensile penetra fino a che lo shoulder arriva a contatto con il pezzo da lavorare. L'attrito tra il pezzo e lo shoulder produce la componente maggiore del riscaldamento. Dal punto di vista del riscaldamento, è importante la dimensione relativa tra pin e shoulder, mentre gli altri fattori di conformazione non sono critici. Lo shoulder strisciando sul materiale, anzi affondando in esso per una piccola parte, assolve al contenimento del materiale riscaldato. La seconda funzione dell'utensile è di “mescolare” e “muovere” il materiale. L'uniformità della microstruttura e delle proprietà, così come i carichi dei processi, sono governate dal profilo dell'utensile. Generalmente vengono utilizzati uno shoulder concavo ed un pin cilindrico e filettato.

Per la FSW due parametri sono molto importanti, la velocità di rotazione dell'utensile e la sua velocità di avanzamento lungo la linea di giunzione della saldatura. La rotazione dell'utensile genera un mescolamento del materiale intorno al pin rotante, mentre il moto traslatorio dell'utensile, muove il materiale mescolato dalla parte anteriore alla parte

posteriore del pin, e completa il processo di saldatura. Una più elevata velocità di rotazione dell'utensile, a parità di velocità di avanzamento, comporta un incremento di temperatura a causa del maggior attrito e quindi un più intenso mescolamento del materiale. In aggiunta alla velocità di rotazione dell'utensile e alla velocità di avanzamento, un altro importante parametro di processo è l'angolo di inclinazione che l'asse dell'utensile forma rispetto alle superfici da saldare. Un'appropriata inclinazione del mandrino verso la direzione opposta a quella di avanzamento, assicura che lo shoulder dell'utensile contenga il materiale mescolato dal pin filettato e muova in modo efficace il materiale dalla zona anteriore a quella posteriore del pin. Di norma tale angolo (α) varia tra $2^\circ \div 3^\circ$. Inoltre, la profondità di penetrazione del pin nel materiale in lavorazione (chiamata target depth) è importante per la produzione di saldature resistenti con un shoulder liscio. La profondità di penetrazione del pin è legata alla sua altezza. Quando la profondità di penetrazione è insufficiente, lo shoulder dell'utensile non è a contatto con l'originale superficie del pezzo in lavorazione. Di conseguenza, la rotazione dello shoulder non può muovere il materiale mescolato in modo efficiente dalla parte anteriore a quella posteriore del pin, comportando una saldatura con una scanalatura interna o con una superficie scanalata. Quando la profondità di penetrazione è eccessiva, lo shoulder affonda notevolmente nel pezzo in lavorazione, generando nel cordone di saldatura un eccessivo bordo laterale. In questo caso, viene prodotta una saldatura sensibilmente concava, che porta ad un locale assottigliamento del giunto saldato. Per alcuni specifici processi FSW possono essere importanti anche il preriscaldamento o il raffreddamento. Per materiali con alto punto di fusione come acciaio e titanio o altamente conduttivi come il rame, il calore prodotto dall'attrito e dal mescolamento può essere non sufficiente per rammollire e plasticizzare il materiale attorno all'utensile in rotazione. In questo modo, è difficile produrre saldature continue e prive di difetti. In questi casi, il preriscaldamento o una fonte addizionale esterna di calore consente di realizzare quell'apporto termico necessario per la realizzazione del processo FSW. D'altra parte, per materiali con basso punto di fusione come alluminio e magnesio, il raffreddamento può essere utilizzato per ridurre l'estensione della crescita dei grani ricristallizzati e la dissoluzione dei precipitati di rafforzamento attorno e nella zona di mescolamento.

Le più convenienti configurazioni dei giunti per la FSW sono butt joint e lap joint. Una semplice rappresentazione della butt joint è mostrata in Figura 1-11a. Due piastre o fogli di un determinato spessore sono posizionate su un piano di sostegno e fissate saldamente per prevenire che le facce accostate del giunto possano avere movimenti relativi. Durante l'iniziale penetrazione dell'utensile, le forze necessarie sono piuttosto elevate ed è richiesta una particolare attenzione per assicurare che le piastre nella configurazione butt non si allontanino tra loro. Per realizzare un giunto nella configurazione lap joint, le piastre da giuntare vengono sovrapposte l'una sull'altra e vengono fissate su un piano di sostegno. L'utensile in rotazione è verticalmente inserito attraverso la piastra superiore fin dentro alla piastra inferiore e traslato lungo la direzione voluta, giuntando le due piastre (Figura 1-11). Molte altre configurazioni possono essere realizzate mediante la combinazione delle butt joint e della lap joint. Inoltre, a partire dalle configurazioni butt joint e lap joint, altri tipi di configurazioni sono possibili, come la fillet joint (Figura 1-11g), per soddisfare le richieste di alcune applicazioni ingegneristiche. E' importante notare che nessuna preparazione speciale è richiesta per la FSW di butt joint e lap joint. Due piastre metalliche pulite possono essere facilmente giuntate insieme nella forma but join o lap joint senza alcuna particolare precauzione riguardo le condizioni superficiali delle piastre.

La FSW porta a un'intensa deformazione plastica e ad un incremento di temperatura attorno e all'interno della zona di mescolamento. Questo ha come conseguenza una significativa evoluzione microstrutturale, includente la dimensione dei grani, la forma del bordo dei grani, la dissoluzione e il coarsening dei precipitati. Una comprensione dei processi meccanici e termici durante la FSW è necessaria per ottimizzare i parametri di processo e il controllo della microstruttura e delle proprietà delle saldature. In questo paragrafo viene trattata l'analisi dei processi meccanici e termici durante la FSW.

Il flusso del metallo durante la FSW è molto complesso, dipendendo dalla geometria dell'utensile, dai parametri di processo e dal materiale che viene saldato. La comprensione del moto del flusso di materiale è di importanza pratica, al fine di ottimizzare la

configurazione dell'utensile e ottenere delle saldature ad alta efficienza strutturale. La microstruttura risultante e le caratteristiche del flusso di metallo della FSW somigliano molto alla microstruttura dell'alluminio ottenuta durante una tipica estrusione e forgiatura a caldo. Per questo motivo, il processo FSW può essere modellato come un processo di lavorazione metallica definendo cinque zone convenzionali del metallo durante la lavorazione: (a) preriscaldamento, (b) deformazione iniziale, (c) estrusione, (d) forgiatura, (e) post raffreddamento (Figura 1-13).

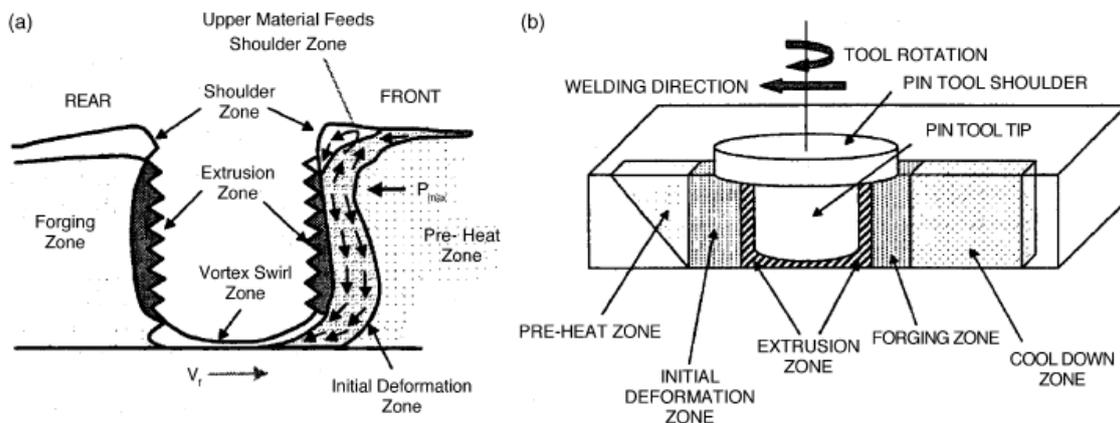


Figura 1-13. Modello del flusso di metallo e zone metallurgiche sviluppate durante la FSW.

Nella zona di preriscaldamento davanti al pin, la temperatura cresce a causa del calore generato per attrito tra utensile e pezzo e del riscaldamento adiabatico causato dalla deformazione del materiale. Le proprietà termiche del materiale e la velocità di avanzamento dell'utensile governano l'estensione e la velocità di riscaldamento di questa zona. Quando l'utensile inizia a traslare lungo il cordone di saldatura, si forma la zona di deformazione iniziale in quanto il materiale viene riscaldato al di sopra della temperatura critica. Il materiale in questa zona è costretto a muoversi in entrambi i versi: verso l'alto nella zona dello shoulder e verso il basso nella zona di estrusione, come mostrato in fig. 1.35. Una piccola parte di materiale viene catturata nella swirl zone (zona vorticoso) al di sotto della punta del pin dove si crea un flusso a forma di vortice. Nella zona di estrusione, di larghezza limitata, il materiale scorre attorno al pin dalla parte anteriore a quella posteriore. Superando la zona di estrusione, si trova la zona di forgiatura dove il materiale

dal fronte dell'utensile viene forzato, sotto condizioni di pressione idrostatica, in una cavità lasciata dall'avanzamento del pin. Lo shoulder aiuta a costringere il materiale in questa cavità e serve anche ad applicare una forza di forgiatura verso il basso. Il materiale dalla zona dello shoulder viene trascinato attraverso la giunzione dal retreating side e dall'avancing side. Dietro la zona di forgiatura si trova la zona di post riscaldamento/raffreddamento dove il materiale raffredda sotto condizioni di raffreddamento passivo o raffreddamento forzato. In sintesi, il flusso di materiale durante la FSW è complicato e la comprensione del processo di deformazione è limitata. E' importante far notare che ci sono molti fattori che influenzano il flusso di materiale durante la FSW. Questi fattori includono:

la geometria dell'utensile (conformazione del pin e dello shoulder, relative dimensioni del pin e dello shoulder);

parametri di processo (velocità e verso di rotazione, orario o antiorario, velocità di avanzamento, profondità di penetrazione, angolo del mandrino);

tipi di materiali;

temperatura del pezzo in lavorazione; etc.

Il flusso di materiale all'interno della nugget zone durante la FSW è quindi composto da diversi ed indipendenti processi di deformazione.

La FSW porta ad un'intensa deformazione plastica attorno all'utensile in rotazione e ad un attrito tra l'utensile e il pezzo in lavorazione. Entrambi questi fattori contribuiscono all'incremento di temperatura nella zona di mescolamento e attorno ad essa. E' importante ottenere informazioni sulla distribuzione della temperatura durante la FSW poiché questa influenza la microstruttura della saldatura attorno e all'interno della zona di mescolamento, così come la dimensione dei grani, la forma dei bordi dei grani, il coarsening e la dissoluzione dei precipitati e le proprietà meccaniche risultanti della saldatura. Tuttavia, le misurazioni della temperatura all'interno della zona di mescolamento sono estremamente difficili a causa delle intense deformazioni plastiche prodotte dalla rotazione e traslazione

dell'utensile. Quindi, le massime temperature nella zona di mescolamento durante la FSW possono essere stimate sia dalla microstruttura della saldatura sia rilevate da termocoppie inglobate nella regione adiacente al pin ruotante. Si possono fare tre importanti considerazioni. Primo, la massima temperatura è stata registrata nella parte a stretto contatto con la zona di mescolamento e la temperatura decresce allontanandosi da questa. Secondo, la temperatura del confine della zona di mescolamento cresce dalla superficie inferiore della piastra alla superficie superiore. Terzo, la massima temperatura di 475°C è stata registrata vicino all'angolo tra il bordo della zona di mescolamento e la superficie superiore. Questa temperatura è ritenuta maggiore della temperatura di soluzione per i precipitati di indurimento nella 7075Al-T651. Basandosi su questi risultati la temperatura all'interno della zona di mescolamento è verosimilmente superiore a 475°C. Tuttavia, la massima temperatura all'interno di questa zona dovrebbe essere minore di quella di fusione poiché nessuna traccia di materiale fuso è stata osservata nella saldatura. Importanti parametri che influenzano il campo di temperature della zona di saldatura sono la pressione di saldatura e la velocità di rotazione dell'utensile. E' stato osservato che l'incremento di entrambi i fattori comporta un aumento della temperatura di saldatura. La Figura 1-14 mostra gli effetti della velocità di rotazione sui picchi di temperatura come una funzione della distanza dalla linea centrale della saldatura.

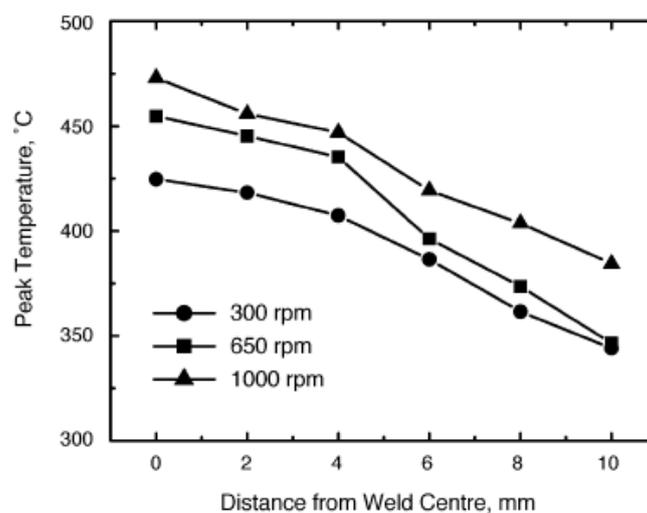


Figura 1-14. Effetto della velocità di rotazione sul picco di temperatura in funzione della distanza dalla linea centrale della saldatura.

Risulta chiaro che nella zona di saldatura il picco di temperatura aumenta di circa 40°C con un incremento della velocità di rotazione dell'utensile da 300 a 650 rpm, mentre si ottiene un aumento di soli 20°C quando la velocità di rotazione dell'utensile viene portata da 650 a 1000 rpm. La velocità di crescita della temperatura è dunque più bassa ad alte velocità di rotazione dell'utensile.

In sintesi, molti fattori influenzano i profili termici durante la FSW. Da numerosi studi sperimentali e modellazioni di processo, si può concludere che: la massima temperatura raggiunta nella zona di saldatura è inferiore al punto di fusione dell'alluminio; lo shoulder dell'utensile controlla la generazione del calore durante la FSW; la massima temperatura aumenta con l'incremento della velocità di rotazione dell'utensile a costante velocità di traslazione e decresce all'aumentare della velocità di traslazione a costante velocità di rotazione dell'utensile. Inoltre, le massime temperature si raggiungono sulla superficie superiore della zona di saldatura. Il quadro completo include il riscaldamento per attrito e quello adiabatico. Il riscaldamento per attrito dipende dalla velocità superficiale e dal coefficiente d'attrito. Quindi, le temperature generate possono aumentare dal centro dello shoulder dell'utensile fino al bordo dello shoulder stesso. Il pin può anche provvedere ad un addizionale riscaldamento per frizione. In fine, il riscaldamento adiabatico è verosimilmente massimo in corrispondenza della superficie tra pin e shoulder e decresce allontanandosi dall'interfaccia.

Il contributo di un'intensa deformazione plastica e di un'esposizione ad alta temperatura all'interno della zona di mescolamento durante la FSW, ha come risultato la ricristallizzazione e uno sviluppo della struttura di questa zona e la dissoluzione e coarsening dei precipitati attorno e nella zona di mescolamento. Basandosi sulla caratterizzazione microstrutturale dei grani e dei precipitati, sono state identificate tre zone distinte, zona di mescolamento (nugget zone), zona termo-meccanicamente alterata (TMAZ), e zona termicamente alterata (HAZ), come mostrato in Figura 1-15. I cambiamenti

microstrutturali nelle varie zone hanno effetti significativi sulle proprietà meccaniche post saldatura.

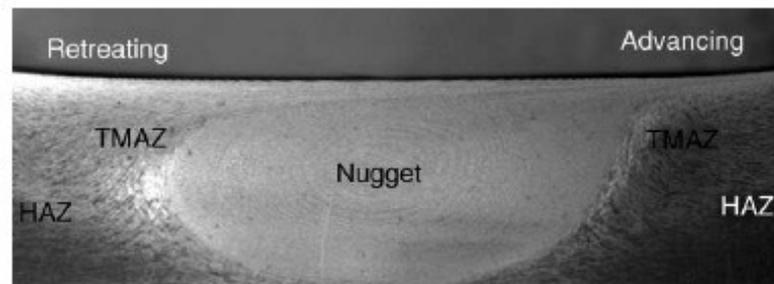


Figura 1-15. Tipica macrografia che mostra le varie zone microstrutturali della FSW.

Un'intensa deformazione plastica e un riscaldamento per attrito durante la FSW portano a una ricristallizzazione in una struttura a grana fine nella zona di mescolamento. Questa area è definita nugget zone o zona di ricristallizzazione dinamica (dinamically recrystallized zone, DXZ). In questa zona viene osservata una struttura ad anelli concentrici. All'interno dei grani ricristallizzati, usualmente vi è una bassa densità di dislocazioni. Tuttavia, molti ricercatori riportano che i piccoli grani ricristallizzati della nugget zone contengono alta densità di sub-boundaries e subgrains e dislocazioni. L'interfaccia tra la nugget zone ricristallizzata e il metallo base è relativamente diffusa nel lato di ritiro (retreating side) dell'utensile, ma abbastanza appuntita sul lato di avanzamento dell'utensile (advancing side).

Sono state osservate varie forme della nugget zone, in dipendenza dai parametri di processo, geometria dell'utensile, temperatura del pezzo in lavorazione e conduttività termica del materiale. Fondamentalmente, la nugget zone può essere classificata in due tipi, la nugget a scodella che si estende vicino la superficie superiore e la nugget ellittica (Figura 1-16).

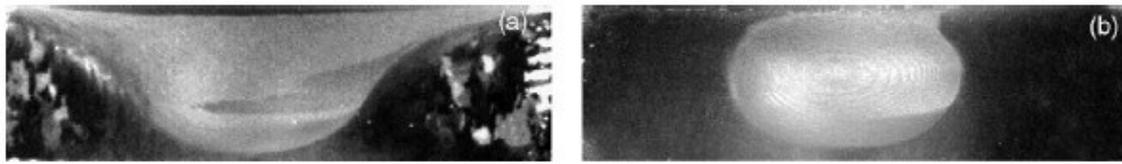


Figura 1-16. Forme della nugget zone.

E' comunemente accettato che la ricristallizzazione dinamica durante la FSW porta alla generazione di grani fini e equiassiali nella nugget zone. I parametri FSW, la geometria dell'utensile, la composizione e la temperatura del pezzo in lavorazione, la pressione verticale e il raffreddamento attivo esercitano un'influenza significativa sulla dimensione dei grani ricristallizzati nei materiali FSW. Sulla base di numerose prove sperimentali si può stabilire che in generale la dimensione dei grani di ricristallizzazione decresce con la diminuzione della temperatura di ricottura, ovvero, l'incremento del picco di temperatura del ciclo termico FSW conduce ad una generazione di grani grossolani di ricristallizzazione ed anche ad una sensibile crescita degli stessi. Di conseguenza, la dimensione dei grani ricristallizzati nelle leghe di alluminio saldate con la FSW generalmente aumenta con l'aumentare della velocità di rotazione dell'utensile o del rapporto tra la velocità di rotazione dell'utensile e la velocità di traslazione. In generale è possibile trovare una combinazione ottimale della velocità di rotazione dell'utensile e della velocità di traslazione, per generare la dimensione grano più fine in una specifica lega d'alluminio, con determinate geometrie dell'utensile e temperature del pezzo in lavorazione. L'incremento del grado di deformazione durante la FSW comporta una diminuzione della dimensione dei grani ricristallizzati in accordo con i principi generali per la ricristallizzazione. La dimensione dei grani nella zona di saldatura tende a crescere vicino la sommità e a decrescere con la distanza su entrambi i lati dalla linea centrale della zona di saldatura; questo corrisponde approssimativamente alla variazione di temperatura all'interno della zona di saldatura. Ad esempio, la Figura 1-17 mostra la distribuzione e la variazione della dimensione dei grani in differenti regioni della nugget zone di una lega 7050Al.

Questa variazione nella dimensione dei grani dal fondo alla sommità della nugget zone della saldatura è ritenuta essere associata con la differenza nei profili di temperatura e la dissipazione del calore nella nugget zone. Poiché il fondo del pezzo in lavorazione è a contatto con il piano di sostegno, il picco di temperatura è più basso e il ciclo termico è più breve in riferimento alla parte superiore della nugget. La combinazione di temperature più basse e di tempi di escursione più brevi sul fondo della nugget ritardano effettivamente la crescita dei grani e comportano grani di ricristallizzazione più piccoli.

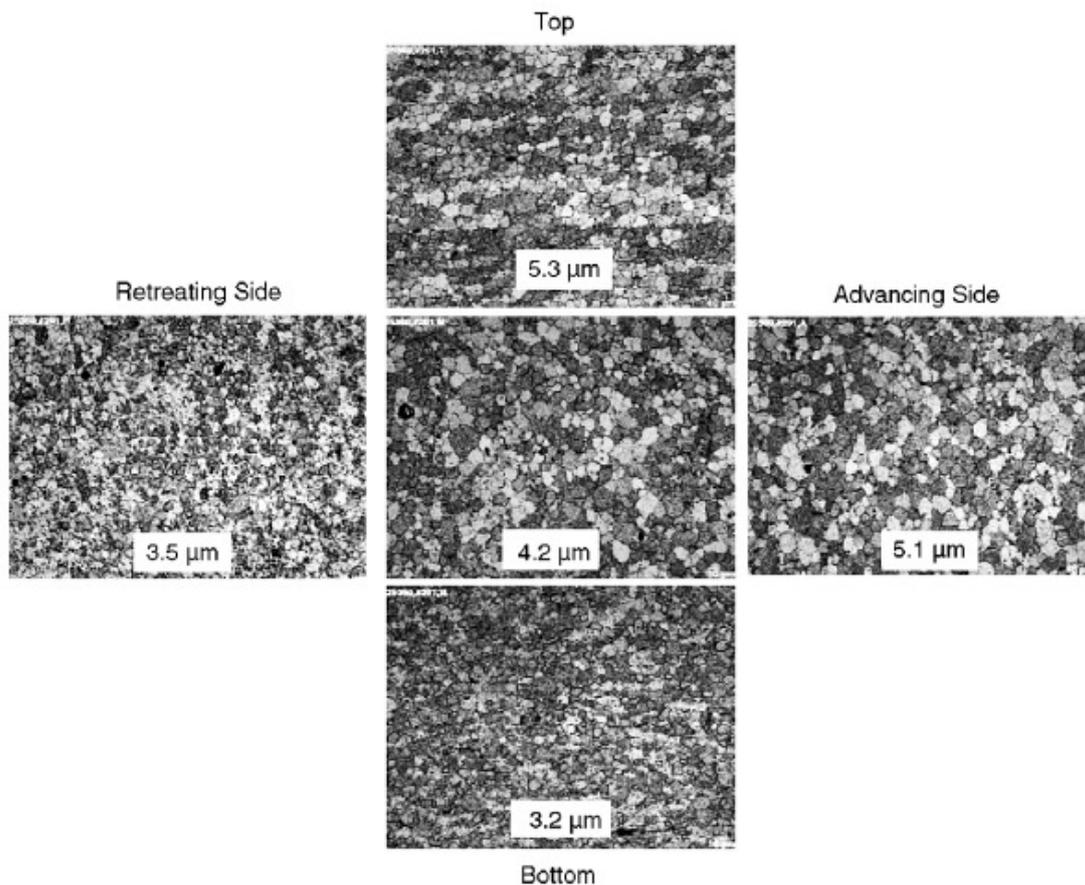


Figura 1-17. Distribuzione della dimensione dei grani nella nugget zone.

Risulta evidente che, incrementando lo spessore della lastra, cresce la differenza di temperatura tra il fondo e la sommità della nugget zone, ottenendo un aumento della differenza nella dimensione dei grani. Dissoluzione e coarsening dei precipitati Come detto in precedenza, la FSW comporta un incremento di temperatura superiore ai 400-550°C nella nugget zone a causa dell'attrito tra utensile e pezzo in lavorazione e della deformazione

plastica attorno al pin in rotazione . A queste alte temperature i precipitati nelle leghe di alluminio possono aggregarsi o dissolversi nella matrice di alluminio in relazione al tipo di lega e alla massima temperatura. Il fenomeno complessivo risulta essere una combinazione di dissoluzione, coarsening e riprecipitazione dei precipitati di rafforzamento durante la FSW.

Unicamente nel processo FSW vi è la creazione di una zona di transizione, la zona termo-meccanicamente alterata (TMAZ) tra il materiale base e la nugget zone, come mostrato in Figura 1-15. La TMAZ subisce sia l'effetto della temperatura sia quello della deformazione durante la FSW. Una tipica micrografia della TMAZ è riportata in Figura 1-18.

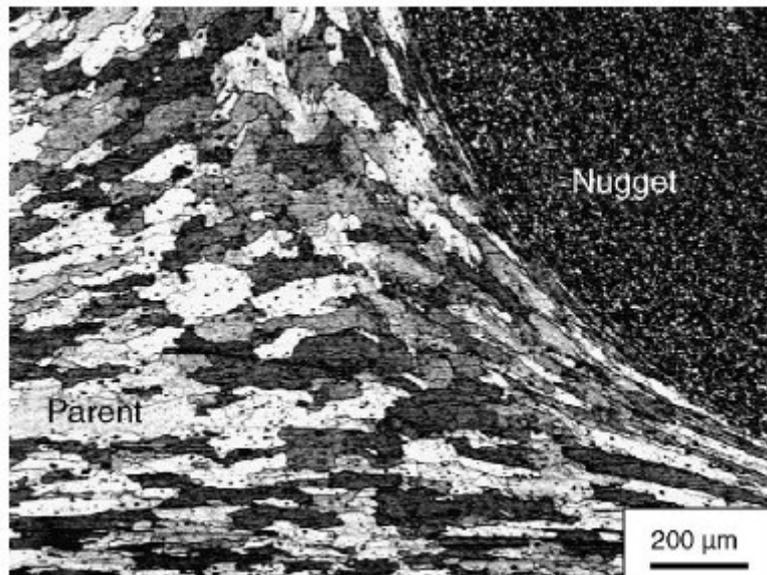


Figura 1-18. Microstruttura della TMAZ.

La TMAZ è caratterizzata da una struttura altamente deformata. I grani allungati del metallo base vengono deformati a generare un pattern fluidamente allungato verso l'alto attorno la nugget zone. Nonostante la TMAZ subisca una deformazione plastica, la ricristallizzazione non avviene in questa zona a causa di un insufficiente sforzo di deformazione. Tuttavia, viene rilevata la dissoluzione di alcuni precipitati nella TMAZ, come mostrato in Figura 1-19c e d, a causa dell'esposizione all'alta temperatura durante la FSW.

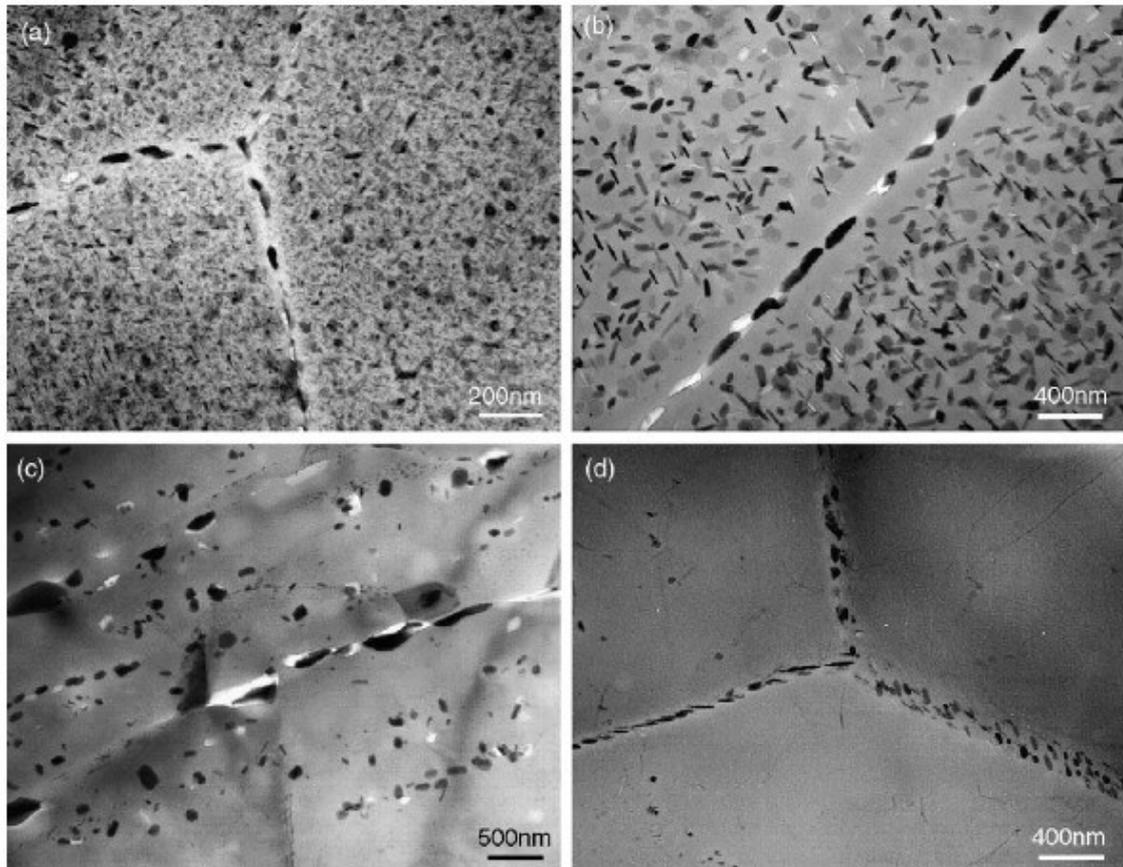


Figura 1-19. Microstrutture dei precipitati all'interno dei grani e lungo il bordo dei grani: (a) metallo base, (b) HAZ, (c) TMAZ vicino la HAZ, (d) TMAZ vicino la nugget zone.

La misura della dissoluzione, ovviamente, dipende dal ciclo termico subito dalla TMAZ. Inoltre, è stato rilevato che i grani nella TMAZ solitamente contengono un'alta densità di sub-boundaries.

Oltre la TMAZ si trova la zona termicamente alterata (HAZ). Questa zona subisce il ciclo termico, ma non è sottoposta a deformazione plastica. Per leghe di alluminio trattabili termicamente la HAZ viene identificata come la zona sottoposta a temperature superiori a 250°C. La HAZ conserva la stessa struttura dei grani di quella del materiale base. Tuttavia, l'esposizione termica oltre i 250°C esercita un significativo effetto sulla struttura dei precipitati. La FSW ha un effetto relativamente basso sulla dimensione dei subgrains nella HAZ, ma comporta un'evidente coarsening dei precipitati di rafforzamento e un notevole ampliamento della zona libera da precipitati (precipitate free zone - PFZ).

Comparata alle tradizionali saldature per fusione, la FSW manifesta un considerevole incremento in rigidità, duttilità, resistenza a fatica e frattura. La resistenza a fatica della FSW è minore di quella del materiale base, ma sostanzialmente superiore di quella di saldature laser e saldature MIG. Dopo aver rimosso tutte le irregolarità dei profili dalla superficie di saldatura, la resistenza a fatica dei campioni FSW viene incrementata a livelli paragonabili a quelli del materiale base. La resistenza a frattura della FSW si osserva essere più alta o equivalente a quella del materiale base. Riguardo le proprietà di corrosione della FSW, sono state effettuate osservazioni in contraddizione. Mentre alcuni studi hanno mostrato che la resistenza al pitting e alla stress corrosion cracking delle saldature FSW sono superiori o comparabili a quelli del materiale base, altre relazioni indicano che le saldature FSW di alcune leghe di alluminio ad alta resistenza sono molto sensibili all'attacco intergranulare rispetto alla lega base, evento che avviene particolarmente nella HAZ adiacente alla TMAZ. In aggiunta alle leghe di alluminio, la FSW ha avuto successo nell'utilizzo per la giunzione di altri materiali metallici, come rame, titanio, acciaio, magnesio e compositi. A causa degli alti punti di fusione e/o bassa duttilità, efficaci giunzioni di materiali ad alta temperatura di fusione a mezzo della FSW sono usualmente limitate a un ristretto intervallo di parametri della FSW. Il preriscaldamento è vantaggioso per migliorare la qualità della saldatura così come l'incremento della velocità di avanzamento per materiali alto-fondenti come l'acciaio. [16-24]

Paragrafo 1.3 – La corrosione dell'alluminio e dei giunti saldati.

Il decadimento tecnologico di un metallo, prodotto da un processo corrosivo, non è soltanto connesso alla dissoluzione macroscopica del metallo, ma si riferisce anche alla riduzione dell'efficienza funzionale della struttura. In ogni caso il degrado del materiale metallico è di natura chimica ed avviene, nel tempo, con una certa gradualità, per cui si può concludere che per corrosione si intende un progressivo decadimento tecnologico ad opera dell'ambiente circostante.

L'alluminio è caratterizzato da una elevata resistenza alla corrosione atmosferica grazie alla presenza di un film d'ossido protettivo, aderente alla superficie, che si genera per contatto con l'ossigeno atmosferico: da uno spessore iniziale di 2,5 nm si arriva a spessori di circa 10 – 20nm dopo qualche anno. Quando, localmente, tale azione protettiva viene a mancare allora può evolvere pericolosamente il fenomeno corrosivo, nelle forme caratteristiche per l'alluminio e le sue leghe di uso tecnologico: corrosione generalizzata, corrosione galvanica, pitting, corrosione intergranulare e stress corrosion.

La corrosione generalizzata è attivata dalla dissoluzione del film di ossido in ambienti fortemente alcalini o acidi.

La stress corrosion è legata alla compresenza di tre condizioni:

- stress e cicli di impiego che sottopongano il materiale a sollecitazioni periodiche;
- caratteristiche strutturali della lega che la rendano sensibile a stress;
- condizioni ambientali promotrici di fenomeni corrosivi.

La corrosione galvanica si presenta quando una lega di alluminio è posta a contatto con altre leghe metalliche in presenza di umidità (elettrolita per il trasporto delle cariche).

La spinta termodinamica al processo è data dalla differenza tra i potenziali elettrochimici dei materiali a contatto mentre la velocità è regolata da molti fattori tra i quali le concentrazioni delle specie chimiche coinvolte nel processo globale, la resistenza al passaggio di cariche nella soluzione elettrolitica e attraverso gli eventuali film di passività, la presenza di ioni che possono alterare la stabilità termodinamica degli ossidi protettivi o i meccanismi di trasporto di carica.

Tra le forme più dannose per l'improvviso decadimento delle proprietà tecnologiche del materiale vi è la corrosione localizzata per pitting che si genera in corrispondenza di difetti strutturali o

superficiali oppure per la presenza di fasi secondarie a potenziale elettrochimico diverso rispetto alla matrice.

E' proprio il caso delle leghe di alluminio (e della 6XXX) per le quali l'eterogeneità di composizione e la presenza di precipitati localizzati può favorire l'innesco dei pits.

Le forme di corrosione localizzata, come quelle per pitting, sono caratterizzate da uno stadio iniziale di nucleazione, durante il quale si verifica la rottura del film passivante, e da un successivo stadio di propagazione durante il quale i pits crescono.

Molti autori hanno individuato una dipendenza della dimensione caratteristica del pit (raggio o profondità) dal tempo esprimibile attraverso una legge del tipo $L=k*t^m$, dove k ed m sono costanti empiriche alle quali vari studi hanno attribuito diversi valori. La fase di crescita può essere controllata sia dalla diffusione che dal trasporto di carica: è stato individuato un potenziale limite, relativo alla formazione di un film salino, oltre il quale il fenomeno è controllato dalla diffusione.

Il pitting può risultare di tipo penetrante (Figura 1-20a) o di tipo cavernizzante (Figura 1-20b) e la sua intensità può portare alla rapida perforazione completa della parete metallica.

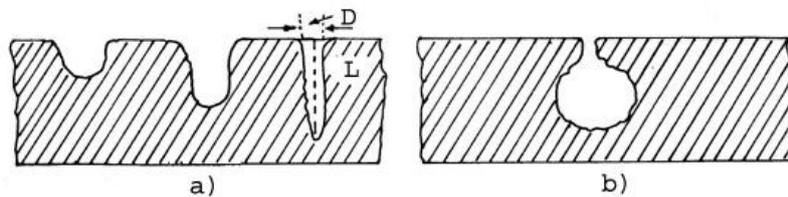


Figura 1-20. a) pitting penetrante b) pitting cavernizzante.

Qualunque sia la morfologia del pitting, il fenomeno è caratterizzato dalla formazione di aree anodiche localizzate, S_a , di sviluppo superficiale di gran lunga inferiore delle aree catodiche circostanti, S_c con un rapporto S_c/S_a che può raggiungere anche un valore pari a 10^5 .

Ciò crea condizioni di flusso di correnti anodiche localizzate di densità notevole, e quindi a rapido effetto perforante.

Dal punto di vista morfologico, non esiste, per la definizione di pitting, un rapporto minimo D/L tra diametro esterno e profondità del pitting, ma in generale L risulta sempre molto maggiore di D, il cui valore medio si aggira tra 0.1 e 1 mm, ma che talvolta può assumere anche dimensioni

microscopiche. La formazione di pitting si verifica solo quando particolari tipi di materiali metallici sono sottoposti a specifici condizioni di corrosione; tali materiali sono quelli attivo-passivi e comprendono alluminio, ferro, nichel, magnesio, zirconio, zinco, rame, stagno, ed alcune leghe quali gli ottoni e gli acciai inossidabili, che risultano affetti da corrosione per pitting per azione di soluzioni a debole carattere ossidante contenenti ioni specifici (ad esempio alogenuri, perclorici, ecc.); in particolare l'acqua di mare risulta un ambiente estremamente favorevole alla corrosione per pitting per la presenza dello ione Cl^- .

Dal punto di vista del meccanismo si possono distinguere, per il pitting, due stadi differenti: quello di innesco e quello di accrescimento. L'innesco si verifica in corrispondenza dei punti più deboli dal punto di vista della passività: ne deriva che i bordi dei grani, le bande di scorrimento, le inclusioni, ecc., costituiscono molto spesso ottimi punti di innesco), ma ciò è ben lungi dal costituire una regola generale tanto che il pitting può essere osservato anche su metalli purissimi, e con disposizione del tutto casuale rispetto alla struttura metallografica.

Dal punto di vista della disposizione reciproca, viceversa, si osserva che i pits si distribuiscono in modo tale che attorno ad essi si crei un'area catodica di superficie talmente grande da poter alimentare il processo anodico: da ciò ne deriva che i pits più attivi richiederanno attorno a se aree catodiche più vaste con il risultato di una minore densità di pits per superficie unitaria.

La distribuzione reciproca dei pits dipenderà perciò dalla natura e concentrazione degli ioni ad azione specifica (che determinano l'innesco e l'attività interna dei pits) e dalla natura del processo catodico (che determina le condizioni di passività del metallo e l'intensità della reazione catodica). Ciò naturalmente non significa che i pits debbano necessariamente disporsi in posizioni equidistanti ma che, in caso di addensamento favorito da particolari condizioni di innesco e di accrescimento, si dovranno stabilire delle aree catodiche circostanti, del tutto prive di pits, di sviluppo superficiale tale da poter alimentare la reazione anodica dei pits in sviluppo. Ne deriva che ogni considerazione riguardante la densità del pitting dovrà riferirsi a superfici unitarie relativamente grandi in modo che il risultato assuma un significato statistico. Al primo stadio di innesco, fa seguito un secondo stadio di sviluppo con effetto essenzialmente autostimolante, che può conferire al pit aspetti morfologici diversi, ed andamenti alcune volte assolutamente imprevedibili. Tuttavia in linea generale si può affermare che: il pitting tende a seguire la gravità (Figura 1-21a), con il che il pitting innescato su pareti verticali assume tendenzialmente una direzione di accrescimento in senso verticale; talvolta è sufficiente variare la posizione del metallo per variare la direzione di accrescimento del pitting; il

pitting tende ad evitare le superfici (Figura 1-21b) risentendo dell'effetto negativo esercitato dalle pareti del metallo e dal loro diverso grado di incrudimento.

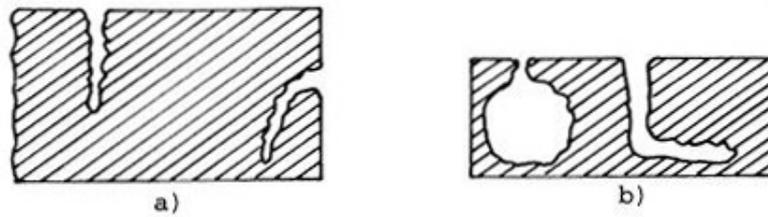


Figura 1-21. Diverse morfologie di pitting.

Dal punto di vista cinetico, nel processo di formazione di pitting si osserva che l'andamento della velocità di corrosione durante il periodo iniziale di attacco presenta notevoli irregolarità che scompaiono quando, dopo un certo tempo si sono definite le condizioni di accrescimento, e rimane definita la geometria delle aree catodiche ed anodiche. Si fa osservare infatti che non tutti i pits, una volta innescati, proseguono poi nella loro azione penetrante; molti di essi si estinguono essendo venute a mancare le condizioni di accrescimento, per esempio per formazione nelle proprie immediate vicinanze di un pit di maggiore attività, che assorbe tutta la corrente fornita dall'area catodica circostante.

Prima di mostrare il meccanismo di innesco di un processo di pitting, mostriamo prima il comportamento caratteristico di un metallo passivabile, quale è l'alluminio insieme con le sue leghe, evidenziandone i parametri caratteristici della curva di polarizzazione anodica (Figura 1-22).

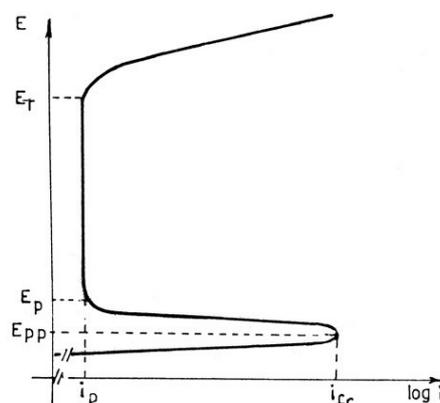


Figura 1-22. Esempio di caratteristica anodica.

Parametri caratteristici di tale curva risultano essere:

i_p : densità di corrente di passività;

i_{cr} : densità di corrente critica di passivazione;

E_{pp} : potenziale primario di passività;

E_p : potenziale di passività;

E_T : potenziale di transpassività.

A potenziali inferiori ad E_{pp} il metallo è in zona di attività e si corrode con velocità che può raggiungere il valore massimo i_{cr} .

Ai potenziali compresi tra E_{pp} e E_p il metallo è in zona di passività instabile e si corrode in condizioni molto simili a quelle della politura elettrolitica. Ai potenziali compresi tra E_p e E_T il metallo è in zona di passività stabile e si corrode con velocità costante e pari a i_p . per potenziali superiori a E_T il metallo è in zona di transpassività e si corrode con correnti maggiori di i_p .

Il valore di i_p dipende, oltre che dalla natura del metallo, dalla aggressività della soluzione, dalla temperatura, dalla porosità dello strato passivante. Il suo significato è quello di una corrente anodica che tende a ripristinare lo strato di passività che viene via via disciolto dal processo corrosivo: perciò maggiore sarà l'aggressività della soluzione, maggiore sarà il valore di i_p e minore il grado di protezione dello strato di passività.

Al limite si avrà che per ambienti estremamente corrosivi i_p sarà molto grande e non sarà più possibile alcuna pratica azione passivante del metallo. La conclusione è che lo strato di passività è in relazione alla stabilità del composto passivante nell'ambiente aggressivo e che tale composto formato in condizioni dinamiche, si mantiene stabile in condizioni altrettanto dinamiche se si fornisce una corrente anodica che formi la quantità di composto che viene contemporaneamente disciolto dalla soluzione. Quando tale corrente viene a mancare, il metallo riassume il suo stato di attività.

Come accennato precedentemente, il pitting tende ad innescare e a svilupparsi su superfici passive, quali l'ossido superficiale dell'alluminio, in corrispondenza dei punti in cui lo stato di passività risulta più labile: esso è quindi il risultato del cedimento del film di passività in corrispondenza di

quei punti della superficie ove si verifichi in maggior misura una disuniformità strutturale, chimica o fisica (es. bordi dei grani, segregazioni, inclusioni, microcricche, bande di trasformazione cristallografica, dislocazioni emergenti, punti a maggior grado di incrudimento, ecc.).

La distruzione dei film avviene principalmente per intervento di ioni specifici che per la quasi totalità dei casi, come per le soluzioni da noi adottate (NaCl 3.5% in peso), è costituita dai Cl^- . La loro azione specifica si traduce nella riduzione del campo di stabilità dei potenziali passivi, e nell'aumento della corrente di passività e della corrente critica di passivazione. Il meccanismo di intervento dei Cl^- sul film di passività dipende da fattori differenti tra i quali il potere di penetrabilità dei Cl^- nei film di passività, la loro notevole adsorbibilità in superficie, che può portare a situazioni di competizione con l'ossigeno adsorbito, il loro potere di formare complessi con il metallo che si sta corrodendo, la loro azione acidificante all'interfaccia metallo/soluzione ed infine il loro effetto catalitico sul processo di dissoluzione dei metalli.

Il processo d'innescò del pitting può quindi venire considerato, in ultima analisi, alla luce di un meccanismo di "breakdown" della passività nei punti più labili e l'influenza dei cloruri può essere considerata nel senso della creazione di condizioni superficiali o ambientali che promuovano tale breakdown. Caratteristica fondamentale del processo di breakdown risulta quindi il livello del potere aggressivo della soluzione, che, per promuovere il processo d'innescò dovrà essere tale da favorire l'attacco in corrispondenza dei punti in cui la maggior labilità del film di passività rende più aggredibili, lasciando inalterato il resto della superficie metallica passiva. Si tratta quindi di condizioni ambientali assai critiche, per il quali risulta di fondamentale importanza il potenziale redox della soluzione corrosiva ossia, in ultima analisi, il potenziale del processo catodico. La situazione che può portare ad innescò di corrosione per pitting è rappresentabile come in Figura 1-23 dove è indicato per un sistema generico, il comportamento anodico ideale dei punti di una superficie metallica a passività più stabile (curva 1) e, per la stessa superficie metallica, il comportamento anodico dei punti a passività più labile (curva 2). Tali curve delimitano una vera e propria "fascia di passività" che comprende il comportamento anodico di tutti i punti della superficie.

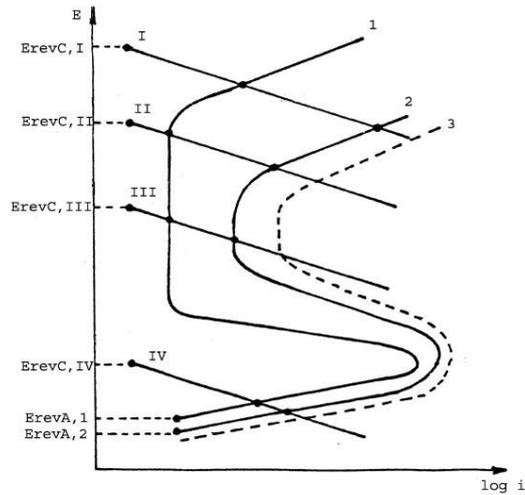


Figura 1-23. Variazioni del comportamento anodico.

Risulterà promotore di processo di innesco di corrosione per pitting un qualsiasi processo catodico che sarà in grado di stabilire un potenziale che risulti fuori il campo di passività per i punti con processo anodico simili alla curva 2, e potenziali inclusi nel campo di passività per i punti con processo anodico simile alla curva 1, ad esempio il processo catodico II. Il processo catodico I potrà dare pitting accompagnato da abbondante corrosione generalizzata in zona di transpassività, data l'intersezione con la curva 1 in tale campo. Il processo III non promuoverà corrosione in quanto ricade nel campo di passività per tutti i punti della superficie. Il processo IV promuoverà esclusivamente corrosione di tipo generalizzato in zona di attività.

L'intervento stimolante dei cloruri per l'innesco della corrosione per pitting va inteso, quindi, nel senso della tendenza a fare assumere ad un numero sempre maggiore di punti in superficie comportamenti del tipo della curva 2 o anche peggiori (es. curva 3), in cui i bassi valori del potenziale di transpassività favoriscono i processi di breakdown del film di passività. È logico osservare, quindi, come il valore del potenziale di transpassività E_T per un metallo (o potenziale di breakdown), possa assumere una notevole importanza orientativa nella determinazione del cosiddetto "potenziale critico di pitting", ossia quel potenziale al di sopra del quale il pitting, o altro tipo di corrosione localizzata strettamente legato alla protettività del film di passività, si può verificare. Esso viene comunemente assunto come indice della resistenza di un materiale metallico al pitting o alla corrosione localizzata.

Le reazioni catodiche che soddisfano le condizioni esposte al paragrafo precedente e che più comunemente danno luogo a formazione di pitting sono quelle di riduzione dell'ossigeno, la cui curva di polarizzazione è rappresentata in Figura 1-24.

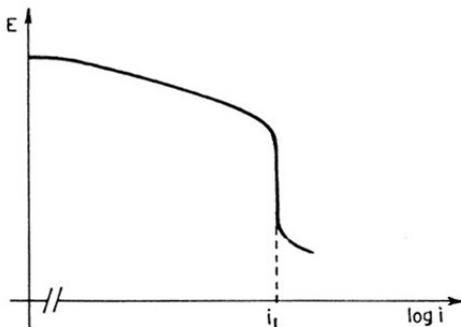


Figura 1-24. Tipica curva di polarizzazione catodica.

Dal punto di vista cinetico, la velocità di corrosione per pitting promossa da reazioni di riduzione dell'ossigeno è limitata dalla sua solubilità in soluzione, dalla portata del processo diffusivo e in particolar modo dalla tipologia della superficie metallica sulla quale avviene la scarica dell'ossigeno: questo fattore risulterà determinante nella successiva analisi sul differente comportamento elettrochimico delle due leghe di alluminio esaminate.

Per raggiungere la superficie del metallo, l'ossigeno deve prima sciogliersi nella soluzione, ed essendo la solubilità dell'ossigeno in acqua relativamente piccola, il suo trasporto, affidato esclusivamente a moti diffusivi e convettivi trattandosi di specie non ionica, costituisce spesso lo stadio più lento e cineticamente determinante.

Per questo motivo la curva di polarizzazione per la riduzione catodica dell'ossigeno su un generico metallo è caratterizzata da una corrente limite i_L , che non dipende dalla natura del metallo, ma dal coefficiente di diffusione dell'ossigeno nella soluzione, dalla temperatura e dall'agitazione dello strato di diffusione.

In ogni caso, qualunque sia il tipo di reazione catodica, la velocità di corrosione per pitting dipende notevolmente dalle condizioni ambientali qui di seguito indicate:

Temperatura: l'aumento di temperatura fa crescere, l'intensità del pitting, ma oltre a un certo limite di temperatura, la solubilità dell'ossigeno viene depressa notevolmente influenzando negativamente sull'intensità del pitting;

Concentrazione ioni specifici (es. Cl^-): in generale l'intensità del pitting aumenta con regolarità con l'aumento dei cloruri in soluzione. Tuttavia tale effetto stimolante cessa quando la diminuzione di solubilità dell'ossigeno dovuta al cloruro è tale da bilanciare negativamente l'effetto anodico stimolante dei cloruri stessi, per cui le soluzioni sature di cloruro corrispondono ad un minimo di attività agli effetti del pitting.

L'acqua di mare, per l'entità del suo contenuto salino ($\approx 3.5\%$) corrisponde a condizioni ottimali di corrosione per pitting.

Prodotti di corrosione: sono insolubili in caso di pitting da ossigeno, e per questo producono azione schermante risultando stimolanti dei processi localizzati.

Interstizi: essendo le superfici schermate più difficilmente raggiungibili dall'ossigeno, gli interstizi, di conseguente passività più labili, favoriscono i processi di innesco del pitting;

Asperità superficiali: favoriscono i processi di innesco specialmente nella zone di massimo raggio di curvatura, essendo tali punti di maggior energia superficiale, passivabili con più difficoltà. Al limite una superficie smerigliata grossolanamente risulta molto suscettibile a pitting mentre invece una superficie speculare risulta assai resistente.

Trasmissione termica: le zone ad alta trasmissione termica risultano a passività più labile a causa delle alte temperature raggiungibili e perciò più suscettibili a pitting;

Fattori geometrici: come già accennato il pitting risente degli effetti della gravità che favoriscono lo sviluppo ad orientazione verticale all'interno e all'esterno del pit. Inoltre il pitting si forma preferenzialmente nelle zone più difficilmente raggiungibili dall'ossigeno e quindi a passività più labile (Figura 1-25).

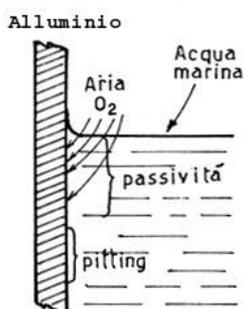


Figura 1-25. Effetto di aerazione differenziata.

Come già accennato in precedenza, la reazione anodica di dissoluzione del metallo, localizzata al punto di innesco, porta alla formazione di piccole cavità nelle quali si instaura rapidamente una situazione particolare regolata da fenomeni di trasporto e di diffusione il cui risultato, agli effetti della composizione della soluzione, è quello di una maggiore concentrazione in Cl^- . Se si considera un processo di pitting in corso su una superficie di alluminio a contatto con una soluzione neutra, aerata, di NaCl (es. 3.5%), la situazione può essere rappresentata con lo schema di Figura 1-26 in cui è rappresentato il macroelemento galvanico promotore di pitting.

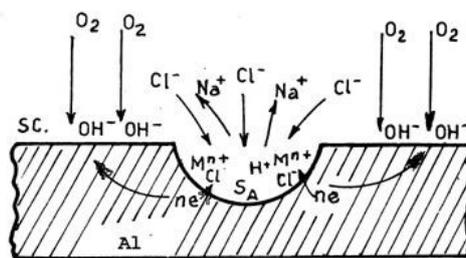


Figura 1-26. Meccanismo del pitting.

La reazione catodica in corso sulla vasta area catodica S_C bilancia la reazione anodica localizzata di dissoluzione del metallo e produce ioni OH^- che concorrono al mantenimento delle condizioni catodiche di S_C e quindi, con azione preventiva nei riguardi della formazione di altri pits.

La reazione anodica produce ioni Al^{+3} , e altri derivanti da eventuali impurezze, che si accumulano rapidamente nell'interno del pit; la reazione risulta di particolare intensità a causa dell'alto rapporto S_C/S_A che crea forte addensamento di linee di corrente in corrispondenza dell'area anodica.

Nell'interno della soluzione il passaggio di corrente è accompagnato da fenomeni di trasporto con contributo quasi totale degli ioni Na^+ e Cl^- essendo del tutto trascurabile l'apporto degli ioni H^+ e OH^- provenienti dalla dissociazione dell'acqua. In corrispondenza della zona anodica si avrà perciò la scomparsa pressoché totale di ioni Na^+ oltre ad un arricchimento graduale di Cl^- e relativa formazione di cloruri metallici (di Al) facilmente idrolizzabili; l'azione specifica dei cloruri e l'aumento di acidità libera dovuta ai processi di idrolisi assicurano lo stato di attività del metallo nell'interno della cavità; contemporaneamente l'alto peso specifico dei prodotti di corrosione agisce nel senso di uno sviluppo del processo di corrosione in senso verticale.

Oltre che da processi di trasporto elettrico, lo scambio materiale tra l'interno e l'esterno della cavità è influenzato anche dai processi diffusivi (e convettivi) per cui una certa quantità di ossigeno può entrare nella cavità ed una certa quantità di cloruri possono uscirne in quantità dipendente dal coefficiente di diffusione, dal gradiente di concentrazione di ossigeno e cloruri e dal raggio dell'imboccatura del pit.

Se ne deduce che le condizioni elettrochimiche e geometriche che determinano la crescita del pitting sono strettamente critiche e che sarebbe sufficiente la variazione di uno dei parametri concorrenti per spostare radicalmente le condizioni di corrosione; ad esempio sarebbe sufficiente che l'imboccatura del pit diventasse più larga del dovuto, per permettere uno scambio diffusivo tale da diminuire notevolmente l'accumulo di cloruri nell'area anodica, o per permettere addirittura la ripassivazione delle pareti della cavità da parte della maggior quantità di ossigeno proveniente dall'esterno.

Una volta ripassivata, la cavità cessa ogni sua ulteriore attività; in tal caso cessano pure le condizioni catodiche create in corrispondenza dell'area circostante che viene, a sua volta a ritrovarsi in condizioni di possibilità di innesco di un nuovo processo di pitting. [11-15]

Capitolo 2 – Materiali e metodi.

In questo capitolo si analizzeranno i materiali impiegati ed i metodi utilizzati per la caratterizzazione elettrochimica dei giunti LBW e FSW, si darà, inoltre, una descrizione delle strumentazioni utilizzate per tale scopo. I risultati ottenuti nell'ambito di ricerche precedenti ci hanno indicato utili informazioni sulla direzione verso cui orientarsi per ottenere un controllo migliore del processo.

Al fine di caratterizzare i giunti a disposizione da un punto di vista elettrochimico, sono state eseguite le seguenti prove di laboratorio:

prove di polarizzazione classica;

prove di micropolarizzazione in droplet cell;

gel test.

Paragrafo 2.1. – Materiali investigati.

Le leghe sottoposte allo studio sperimentale dei giunti saldati LBW sono appartenenti alle serie 2XXX, 6XXX e 7XXX e sono le più impiegate in ambiente aeronautico. In Tabella 2-1 sono riportate le leghe esaminate, specificandone il trattamento termico e il processo di lavorazione con cui sono ottenute:

Tabella 2-1. Leghe investigate ne caso dei giunti saldati LBW.

LEGA	TRATTAMENTO TERMICO	PROCESSO DI LAVORAZIONE
2139	T3	Laminazione
2139	T8	Laminazione
2139	T3	Estrusione
2139	T8	Estrusione
2319	T3	
2319	T8	
2022	T3	Laminazione
2022	T8	Laminazione
4047	T4	
6156	T4	Laminazione
PA734	T4	Laminazione
7475	T4	Laminazione
5356	T4	

In Tabella 2-2 sono riportate le composizioni in alliganti, espresse in termini di percentuali ponderali, delle suddette leghe (la restante parte è costituita da Al):

Tabella 2-2. Principali alliganti delle leghe saldate LBW.

LEGA	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	V	Zn	Zr	Ag	Cr
2139	5,07	0,06	0,43	0,29	0,04	-	-	-	0,014	0,33	-
2319	6,08	0,03	0,02	0,04	0,02	0,02	0,15	0,01	0,25	-	-
2022	5	0,2	0,45	0,5	0,15	0,15	-	0,3	-	-	0,05
4047	0,03	0,08	0,01	0,15	13	-	-	0,02	-	-	-
6156	0,9	0,1	-	0,55	1	-	-	0,4	-	-	0,125
PA734	0,9	0,1		0,1	0,05	-	-		0,06	-	0,18
7475	0,73	0,13	3,42	0,16	0,07	0,02	-	10,26	0,11	-	0,17
5356	0,1	0,4	5	0,2	0,25	0,2	-	0,1	-	-	0,2

Si analizzeranno 8 giunti a T saldati a mezzo laser costituiti dalle leghe sopra riportate. In **Tabella 4-3** sono descritti tali giunti:

Tabella 2-3. Giunti LBW esaminati.

GIUNTO	SKIN	STRINGER	CORDONE
2139-2139 C2319 T3	2139 T3 Laminato	2139 T3 Estruso	2319 T3 Filo d'apporto
2139-2139 C2319 T8	2139 T8 Laminato	2139 T8 Estruso	2319 T8 Filo d'apporto
2139-2139 C4047 T3	2139 T3 Laminato	2139 T3 Estruso	4047 T3 Filo d'apporto
6156-2139 C4047 T4	6156 T4 Laminato	2139 T4 Estruso	4047 T4 Filo d'apporto
2022-2022 C2319 T3	2022 T3 Laminato	2022 T3 Laminato	2319 T3 Filo d'apporto
2022-2022 C2319 T8	2022 T8 Laminato	2022 T8 Laminato	2319 T8 Filo d'apporto
PA734-7475 C4047T4	PA734 T4 Laminato	7475 T4 Laminato	4047 T4 Filo d'apporto
PA734-7475 C5356 T4	PA734 T4 Laminato	7475 T4 Laminato	5356 T4 Filo d'apporto

I provini di saldature LBW sopra descritti sono stati forniti già saldati Alenia Aeronautica.

I giunti a sovrapposizione di leghe leggere realizzati mediante saldatura FSW saranno costituiti dalle leghe AA 2024 T3, AA7075 T6, AA 2198 T3 ed AA 6056 T4.

La composizione chimica della lega AA 2024 esaminata è riportata in Tabella 2-4.

Tabella 2-4. Composizione chimica percentuale in massa della lega 2024 – T3.

Lega	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Cr	Ti	Al
2024 – T3	4,67	1,34	0,63	0,25	0,15	0,02	0,01	0,06	92,87

I provini utilizzati per la campagna di sperimentazione sono stati dunque ricavati da lamiera in lega di alluminio 2024 nella condizione T3, ovvero sottoposti dapprima a tempra di solubilizzazione, successivamente deformati plasticamente a freddo mediante lavorazione di laminazione ed infine invecchiati naturalmente fino ad una condizione sostanzialmente stabile.

Lo spessore di partenza di tale lamiera è di 2,26 mm, sia per quanto riguarda la lamiera superiore sia per quanto riguarda quella inferiore.

Per comprendere sino in fondo le caratteristiche della lega 2024 – T3 dobbiamo tenere presente quali siano le principali influenze dei suoi elementi di alligazione sulle proprietà meccaniche ed elettrochimiche. Il rame se da un lato favorisce un aumento della durezza, che si traduce in un elevato carico di snervamento e quindi in un aumento del carico a rottura, dall'altro determina uno scadimento della resistenza alla corrosione. Tale caratteristica può essere però recuperata a seguito della ricristallizzazione dinamica dei grani nella nugget zone, in virtù delle caratteristiche dei precipitati a comportamento catodico (Al_2Cu) che la compongono.

La lega AA6056 presenta composizione simile alla 6156 descritta in Tabella 2-2, la differenza consiste nel non presentare la superficie placcata, che presenterebbe un ostacolo nella realizzazione dei giunti FSW a sovrapposizione.

Per quel che riguarda la lega Al 7075 essa è una lega di Alluminio in cui il principale alligante è lo zinco, elemento che ha la solubilità più elevata nell'Alluminio. Lo Zinco aumenta la durezza, oltre a favorire l'autotemperabilità della lega. Le leghe appartenenti a questa serie (7xxx), trattate

termicamente, hanno competitività con alcuni acciai, con una densità di volume inferiore a circa tre volte.

Tabella 2-5. Principali alliganti in percentuale lega AA 7075.

Cu	Fe	Mn	Mg	Si	Zn	Cr	Ti	Zr+Ti
1,2 - 2	0,5	0,3	2,1 - 2,9	0,4	5,1 - 6,1	0,18 - 0,28	0,2	0,25

La lega 2198 essa risulta essere una lega di alluminio innovativa, data la presenza del Litio tra i suoi alliganti. Dai dati di letteratura si evince come la lega 2198 grazie alla presenza tra i suoi elementi alliganti del Litio, presenta proprietà meccaniche significativamente più elevate delle leghe attuali, maggior tolleranza al danno e una maggiore resistenza alla corrosione.

In Tabella 2-6 si riporta la composizione chimica della lega innovativa Al-Cu-Li costituente la lega AA 2198 T3.

Tabella 2-6. Principali alliganti lega AA 2198.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Li	Ag
0,12	0,15	3,2 - 3,8	0,35	0,25 - 0,8	0,05	0,35	0,04 - 0,18	0,8 - 1,3	0,25 - 0,6

Per la realizzazione dei giunti con tecnologia FSW sono state utilizzate lamiere deformate plasticamente a freddo.

Al fine di realizzare la giunzione è stata utilizzata, come saldatrice, una macchina fresatrice corredata da tavola mobile, disponibile presso il laboratorio del dipartimento di Ingegneria dei Materiali e della Produzione della facoltà di Ingegneria dell'Università Federico II di Napoli. Non ci si deve meravigliare se al posto di una macchina interamente dedicata al processo di saldatura FSW è stata utilizzata una fresatrice con tavola portapezzo mobile, in quanto il principio fisico della saldatura FSW è rispettato in pieno. L'unica differenza consiste nell'avanzamento della tavola mobile anziché dell'utensile rotante, cosa che non altera la fisica del processo in quanto è comunque assicurato il moto relativo fra l'utensile rotante ed il pezzo da saldare.

La macchina utensile adoperata è la Dormac FU 110, avente le seguenti caratteristiche: velocità di rotazione massima pari a 1600 giri al minuto, variabile con discontinuità a mezzo cambio meccanico, testa basculante, velocità di movimentazione massima della tavola pari a 460 mm/min, variabile con discontinuità a mezzo di cambio meccanico angolazione della testa compresa fra 0 e 90°.

Per l'esecuzione della saldatura FSW è stato adoperato un utensile liscio e troncoconico, smussato sia lungo la spalla sia lungo la punta, e realizzato in acciaio C40. Esso è rappresentato schematicamente in Figura 1-1 mentre le sue caratteristiche geometriche sono riportate in Tabella 2-7.

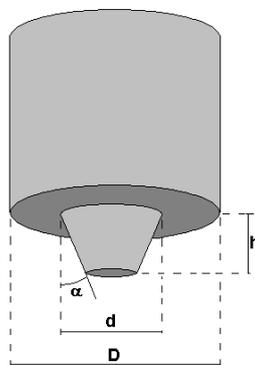


Figura 2-1. Geometria dell'utensile adoperato per le saldature FSW.

Tabella 2-7. Caratteristiche geometriche dell'utensile adoperato.

Caratteristica Utensile	Misura
Conicità [α]	10°
Diametro radice pin [d]	6,80 mm
Altezza pin [h]	3,70 mm
Diametro shoulder [D]	13,60 mm

Una volta bloccato l'utensile al mandrino e fissate le due lamiere sul pianale della fresa tramite quattro ancoraggi, per l'esecuzione dei giunti sono stati utilizzati i parametri di processo elencati in tabella 4.5.

Tabella 2-8. Parametri di processo adoperati per la realizzazione dei giunti.

LEGA	Provino		Weld Pitch	Larghezza	Spessore SUP	Spessore INF
			mm/giro	Mm	Mm	Mm
2024/2024	LA	1	0,33	20,92	2,26	2,26
		2		20,65	2,26	2,26
		3		20,85	2,26	2,26
	LB	1	0,23	22,06	2,26	2,26
		2		21,76	2,26	2,26
		3		22,2	2,26	2,26
	LC	1	0,46	20,4	2,26	2,26
		2		20,34	2,26	2,26
		3		20,35	2,26	2,26
7075/2024	LD	1	0,23	21,52	1,98	2,26
		2		21,47	1,98	2,26
		3		21,51	1,98	2,26
	LE	1	0,33	21,08	1,98	2,26
		2		21,23	1,98	2,26
		3		20,89	1,98	2,26
	LF	1	0,46	22	1,98	2,26
		2		22,03	1,98	2,26
		4		21,11	1,98	2,26
7075/2198	LG	1	0,46	21	1,99	3,25
		2		20,3	1,99	3,25
		3		20,82	1,99	3,25
	LH	1	0,33	20,76	1,99	3,25
		2		20,49	1,99	3,25
		3		20,71	1,99	3,25
	LI	1	0,23	20,66	1,99	3,25
		2		19,9	1,99	3,25
		3		20,68	1,99	3,25
6056/6056	LL	1	0,23	19,52	2,56	6,35
		2		21,58	2,56	6,35
		3		20,81	2,56	6,35
	LM	1	0,33	21,02	2,56	6,35
		2		20,89	2,56	6,35
		3		20,53	2,56	6,35
	LN	1	0,46	20,66	2,56	6,35
		2		20,91	2,56	6,35
		3		20,93	2,56	6,35

Al fine di effettuare le misure potenziodinamiche sui giunti saldati è stato necessario ricavare i diversi provini dalle lamiere saldate. Essi sono stati realizzati mediante taglio a freddo secondo la direzione trasversale al cordone di saldatura, come da norma UNI – ES 1043 – 2.5 che prevede taglio meccanico senza modificazioni metallurgiche del materiale da esaminare.

Ottenuti così i provini si è reso necessario lucidare la superficie da analizzare, prima di porre in contatto il provino con il capillare della cella.

La lucidatura inizia con la pulitura dei provini su di un piatto rotante a 300 giri al minuto mediante l'utilizzo di carta abrasiva a numero di GRIT crescente da 280 a 1.200, cioè a grane sempre più fine, in modo da riuscire a diminuire gradualmente la rugosità superficiale. Questa fase è accompagnata da simultaneo raffreddamento e pulizia con acqua corrente. Passando alla carta successiva, quando cioè sono scomparse tutte le rigature lasciate dalla carta precedente, il campione viene ruotato di 90° e pulito con una soluzione per evitare l'inglobamento di particelle abrasive staccatesi dalla carta.

La pulitura è eseguita dalla lappatrice su dischi ricoperti di panno, su cui viene spalmata una pasta diamantata di granulometria gradualmente decrescente. Si impiega una pasta diamantata da 6 micron con diluente adatto per circa 4 minuti. Si procede, quindi, con una pulitura intermedia con panno di nylon e pasta diamantata da 3 micron per 2 minuti. Infine, nella pulitura finale, l'abrasivo utilizzato è sempre pasta diamantata ma da 1 micron, utilizzando un panno morbido e velocità di rotazione di 150 giri al minuto. Alla fine si deterge con acqua corrente ed alcool etilico, o anche acetone.

Prima di incominciare un nuovo ciclo di prove elettrochimiche sullo stesso provino si è reso necessario ripetere l'intera fase di lucidatura al fine di non falsare i risultati delle nuove operazioni di misura, evitando quindi di sottoporre a test una porzione di metallo già ampiamente corrosa durante la prova precedente.

Paragrafo 2.2 – Misure elettrochimiche: monitoraggio del potenziale a circuito aperto e polarizzazione anodica.

Nel precedente capitolo abbiamo illustrato i principali fenomeni corrosivi che interessano le leghe di alluminio ed analizzato la teoria che si trova alla base delle misure potenziodinamiche. In questa sede vogliamo illustrare quale sia l'interpretazione delle curve di polarizzazione anodica che sono il risultato delle misure potenziometriche effettuate in determinate condizioni di prova.

Una misura potenziodinamica consiste nell'imporre un certo potenziale rispetto ad un elettrodo di riferimento e quindi misurare la corrente circolante negli elettrodi. Attraverso tale misura è possibile studiare il comportamento di un materiale quando si ossida e passa in soluzione, e determinare l'eventuale valore della corrente di passività e dei potenziali di pitting.

Le curve di polarizzazione anodica da un punto di vista teorico le possiamo interpretare come risultante della cinetica di due processi: consumo di O₂, che rappresenta il processo catodico, e corrosione del metallo, che rappresenta invece il processo anodico.

In termini più rigorosi e scientifici al metallo immerso nella soluzione di prova viene applicato un certo potenziale che polarizza l'interfaccia metallo – soluzione e genera correnti di ossidazione (anodiche, definite positive) o di riduzione (catodiche, definite negative) del metallo a seconda che tale potenziale sia maggiore o minore del suo potenziale di equilibrio (potenziale di libera corrosione).

Se tale potenziale viene variato nel tempo in una rampa che lo porta da valori più bassi a valori più alti rispetto al potenziale di libera corrosione, le correnti scambiate dal metallo con l'ambiente saranno dapprima catodiche, poi nulle al potenziale di libera corrosione ed infine anodiche.

La caratteristica potenziale – corrente così ottenuta viene definita curva di polarizzazione. Essa è storicamente rappresentata con il potenziale sull'asse delle ordinate e con il logaritmo in base dieci del valore assoluto delle correnti sull'asse delle ascisse.

Le curve di polarizzazione presentano due tratti: il ramo catodico, che descrive la velocità dei processi riduttivi sulla superficie del metallo ed il ramo anodico, che descrive la velocità dei processi ossidativi. I primi rappresentano la forza termodinamica spingente dei fenomeni corrosivi; nel caso dell'alluminio, in ambiente a pH neutro ed in presenza di aria, la riduzione dell'ossigeno può essere descritta dalla reazione $O_2 + 2H_2O + 4e^- \rightarrow 4OH^-$. I processi ossidativi, al contrario,

rappresentano la vera e propria cinetica di dissoluzione dell'alluminio, cioè la vera e propria velocità di corrosione.

La caratteristica anodica per le leghe di alluminio presenta solitamente una brusca transizione al cosiddetto potenziale di pitting: il metallo passa da una condizione in cui risulta immune a corrosione perché protetto dallo strato di ossido, ad una condizione in cui uno o più pits si innescano e si propagano; la transizione è accompagnata da un incremento delle correnti anodiche di alcuni ordini di grandezza, in quanto aumenta la superficie a seguito della formazione dei pits, con conseguente aumento della resistenza elettrica.

La suscettibilità a corrosione localizzata di una lega viene di sovente caratterizzata attraverso il suo potenziale di pitting; maggiore è tale potenziale, più resistente è la lega.

Il potenziale di pitting di una lega di alluminio può essere facilmente misurato da prove di polarizzazione in soluzione deaerata: la rimozione dell'ossigeno dalla soluzione provoca l'abbattimento della reazione dell'ossigeno con l'acqua e di conseguenza un abbassamento del potenziale di libera corrosione dell'elettrodo; in tal caso l'insorgere del pitting è chiaramente visibile per una brusca diminuzione della pendenza della curva caratteristica potenziale – corrente.

Se invece il metallo viene testato in condizioni di aerazione naturale la transizione può non essere più visibile perché le correnti anodiche si portano direttamente a valori caratteristici del pitting. Ciò avviene perché il contenuto di ossigeno normalmente disciolto in soluzione è in grado di portare il materiale a potenziali sufficientemente alti da innescare il fenomeno.

Oltre che dalla sua suscettibilità intrinseca alla dissoluzione (potenziale di pitting), la velocità con cui una lega di alluminio si corrode dipende anche sua capacità di ridurre l'ossigeno o gli altri agenti riducenti. Le correnti catodiche misurate sul metallo in presenza di ossigeno rappresentano proprio tale caratteristica; a maggiori correnti catodiche corrisponde una maggiore forza spingente per i processi corrosivi sul metallo.

Si osserva inoltre che, poiché la caratteristica anodica presenta all'innescarsi del pitting un brusco incremento delle correnti anodiche, in condizione aerata il potenziale di libera corrosione viene a portarsi a valori molto prossimi a quelli del potenziale di pitting cosicché, in condizioni di aerazione, il potenziale di libera corrosione è in qualche modo una misura indiretta del potenziale di pitting, a meno che non si innescino fenomeni di passività naturale.

Le prove elettrochimiche sono state eseguite a temperatura ambiente utilizzando una soluzione elettrolitica aerata contenente NaCl al 3,5 % in peso. La soluzione è stata aerata per un'ora con aria pura in condizioni di blanda agitazione; successivamente è stata caricata nel sistema di adduzione alla microcella, dove non ha subito variazione di concentrazione degli elementi disciolti.

La prima tipologia di prove effettuata è stata quella di OCP, ossia di misura di potenziale a circuito aperto. Tali prove sono state condotte ponendo in contatto il

campione con la soluzione salina e registrando il potenziale per 60 secondi, valutando così la sua evoluzione naturale.

Le misure di polarizzazione potenziodinamica sono state eseguite a valle delle prove di OCP, mantenendo la stessa configurazione della strumentazione di misura. A differenza di queste, l'interpretazione del suo risultato non conduce a determinare il valore del potenziale di libera corrosione a circuito aperto bensì fornisce il comportamento a corrosione del materiale.

Il test inizia ad un potenziale iniziale di $-0,010$ V rispetto all'O.C.P. e incrementa il potenziale del materiale testato fino ad un potenziale di $-0,450$ V rispetto all'elettrodo di riferimento, con una velocità di scansione di $0,5$ mV al secondo. [32]

Paragrafo 2.3 – Elettrochimica locale: la microcella.

Al fine di studiare la resistenza alla corrosione delle diverse giunzioni in lega di alluminio si è reso necessario implementare un particolare tipo di strumentazione, denominata droplet cell. Tale cella fa uso di un capillare che porta una soluzione di acqua e NaCl direttamente sull'area da testare. Il capillare usato in questa campagna di prove sperimentali ha dimensione pari a $0,2 \text{ mm}^2$ al diametro interno e $1,2 \text{ mm}^2$ al diametro esterno. Per il resto il sistema è equiparabile ad una normale cella a 3 elettrodi con contro – elettrodo in platino ed elettrodo di riferimento in argento. Il sistema di misura e la cella sono mostrati in Figura 2-2 e Figura 2-3.

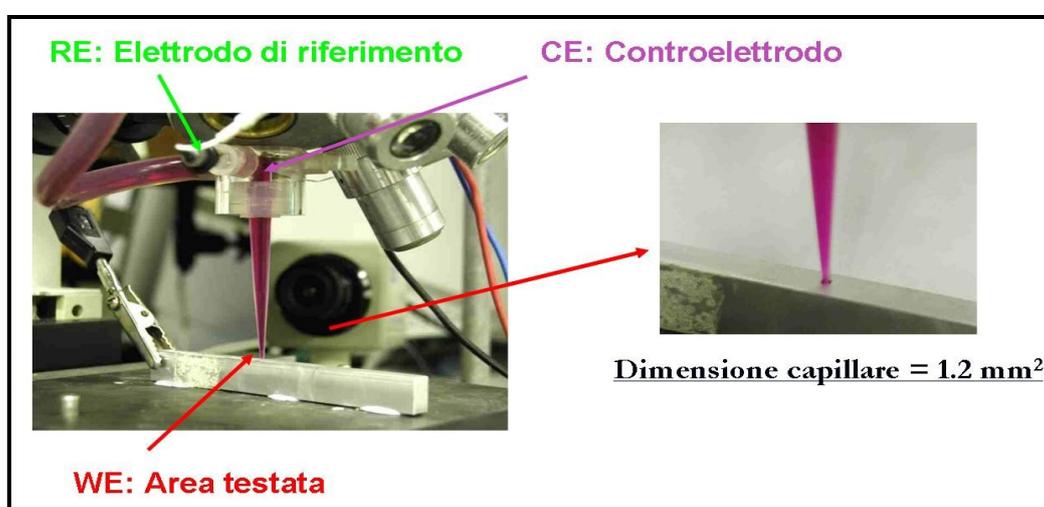


Figura 2-2. Configurazione a tre elettrodi micro cella.

Il vantaggio di questo tipo di cella consiste nella possibilità di testare le diverse zone della saldatura riducendo drasticamente i tempi e le difficoltà di preparazione che si hanno nello studio delle saldature con il classico approccio della cella a beaker. Inoltre la variabilità sperimentale nella misura di grandezze come il potenziale di pitting rende opportuna la realizzazione di più prove sulla stessa area, al fine di capire se le misurazioni possono essere considerate quantomeno ripetibili: con l'approccio classico ciò può essere fatto preparando più campioni oppure rifinando superficialmente ogni campione dopo il test, dato che le alterazioni prodotte nel metallo dalla polarizzazione possono alterare il risultato sperimentale se non eliminate.

Tutto ciò rende particolarmente vantaggioso l'uso della cella a goccia in cui gli inconvenienti sopra descritti sono facilmente superabili: un unico campione contenente l'intera saldatura viene preparato e testato nelle sue diverse aree attraverso il capillare; successivamente si prepara

nuovamente il campione al fine di sottoporlo ad una nuova operazione di misura oppure si possono effettuare più prove lungo la stessa zona di saldatura avendo cura di posizionare il capillare in un'area non ancora testata. [33-37]



Figura 2-3. Microcella utilizzata per le misure potenziometriche dinamiche.

Le prove sono state realizzate utilizzando, oltre alla microcella sopra descritta, anche un Frequency Response Analyser della Solatron modello 1260 in combinazione con un interfaccia elettrochimica ed il potenziostato Solatron 1287.

Le due macchine sono state collegate all'elettrodo di riferimento ed al contro – elettrodo in platino della microcella, mentre l'elettrodo di lavoro è stato collegato al campione da analizzare. Il circuito veniva chiuso dalla soluzione circolante attraverso il capillare.

L'intera strumentazione è stata interfacciata ad un personal computer per mezzo di una scheda di acquisizione dati GPIB (General Purpose Interface Bus) e pilotate mediante opportuni software di acquisizione dati, come il Corrware.

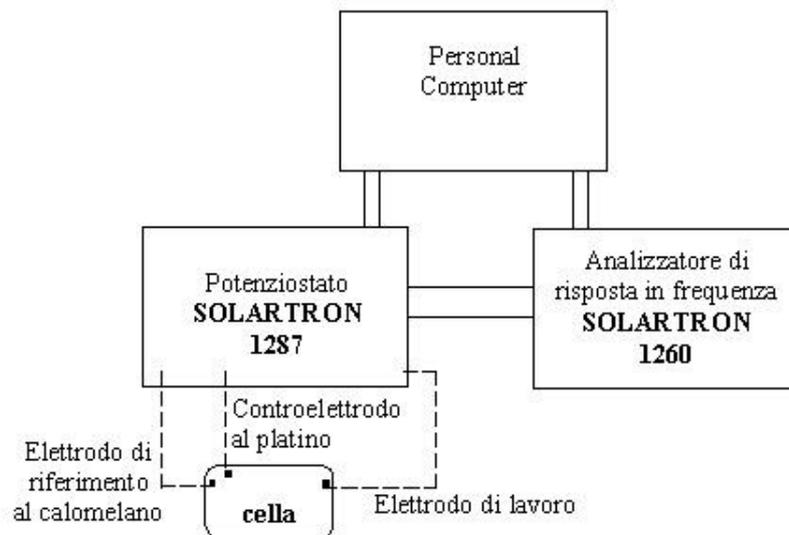


Figura 2-4. Rappresentazione schematica della strumentazione di misura.

Paragrafo 2.4 – Test di corrosione: gel test.

Sugli stessi giunti sui quali siamo andati a valutare la resistenza alla corrosione tramite misure potenziodinamiche abbiamo eseguito anche il gel test.

Il test, attraverso un indicatore universale di pH, identifica, sulla superficie di un campione adeguatamente preparato, le zone acide e le zone alcaline che si formano a seguito di un attacco chimico o elettrochimico sul materiale. Alcuni ricercatori lo utilizzano per identificare e dare evidenza sensibile alle zone anodiche e catodiche della saldatura sulle leghe di alluminio. Il test dovrebbe tuttavia essere estendibile a tutte le superfici eterogenee in cui la reazione catodica produce alcalinità e quella anodica acidità.

Mentre la prima condizione è sempre verificata per la reazione di riduzione dell'ossigeno, la seconda dipende dalla capacità degli ioni metallici prodotti dalla reazione anodica di idrolizzare l'acqua. Ciò è sicuramente valido per l'alluminio in quanto fornisce la seguente reazione: $Al^{3+} + 2H_2O = Al(OH)_2 + 2H^+$

In definitiva se gli ioni metallici prodotti dalla reazione danno idrolisi e se la reazione catodica dominante è la riduzione di ossigeno in ambiente umido, il pH delle diverse zone è intimamente legato alla reazione elettrochimica che ivi avviene.

La preparazione del gel è avvenuta utilizzando i seguenti componenti:

100 ml di acqua distillata.

0,035 g di NaCl.

3 g di Agar (fattore gelificante) della Aldrich.

15 ml di indicatore universale di pH.

L'acqua ed il cloruro di sodio servono a creare l'ambiente corrosivo; l'Agar è il polimero che gelifica, ed utilizzandolo con questa concentrazione si ottiene un gel praticamente solido che si applica agevolmente su qualsiasi superficie, mantenendo sotto controllo le condizioni ambientali scelte e soprattutto impedendo la volatilizzazione dell'indicatore di pH.

Le superfici da testare sono state preventivamente sgrossate e rifinite, secondo le metodologie ampiamente descritte in precedenza.

Dopo aver pesato il cloruro di sodio su di una bilancia analitica elettronica si è posta l'acqua distillata, con il sale disciolto in essa, su un fornello dotato di agitatore, aspettando che il liquido raggiungesse la temperatura di ebollizione. Spenta così la piastra scaldante si avvia l'agitatore magnetico e successivamente si aggiunge il fattore gelificante Agar, portando il polimero in soluzione.

Quando è completamente solubilizzato è necessario rimuovere gli eventuali grumi e le bollicine d'aria che si formano in superficie: esse costituiscono un'eterogeneità che altererebbe sicuramente la risposta elettrochimica di un sistema in cui l'agente è l'ossigeno.

Si aggiunge, infine, molto lentamente, l'indicatore universale di pH in piccole dosi per evitare che evaporino, a causa della sua alta tensione di vapore.

Una volta dissolto il tutto e spento l'agitatore magnetico, bisogna rimuovere la soluzione dal riscaldatore e versarla in contenitori di plastica in modo da ottenere strati uniformi di soluzione di spessore di circa 2 mm. Infine si lascia raffreddare per circa 30 minuti e si ottiene il gel desiderato, visibile in Figura 2-5.

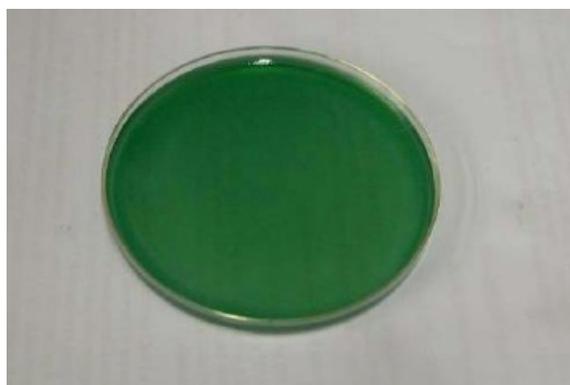


Figura 2-5. Gel utilizzato per il test a corrosione.

Una volta preparato il gel, la corretta esecuzione della prova avviene innanzitutto bagnando la superficie dei provini giuntati con acqua distillata al fine di garantire una perfetta aderenza tra il Gel e la superficie stessa, la quale, come già detto, è stata preventivamente lucidata attraverso carta abrasiva con granulometria variabile da 280 a 1.200 GRITS.

Poi si procede tagliando con un bisturi una quantità sufficiente di gel tale da ricoprire l'area da esporre. A questo punto si va ad applicare sulla superficie del provino il gel, accertandosi che esso sia pienamente in contatto con la superficie e che durante la prova non venga accidentalmente spostato.

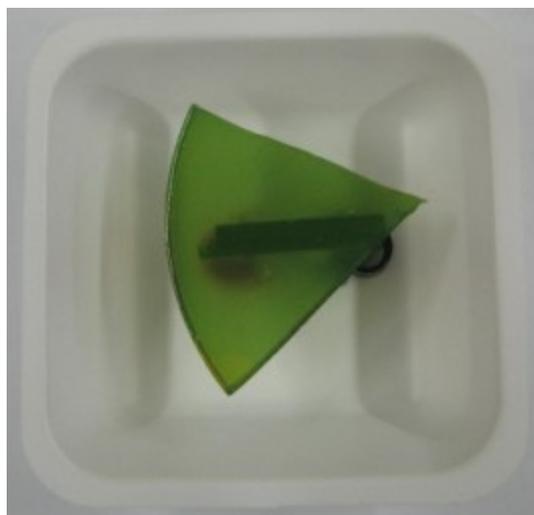


Figura 2-6. Applicazione del gel sul provino.

A questo punto bisogna attendere che la reazione chimica evolva per diverse ore ed eseguire delle fotografie ad intervalli di tempo prestabiliti affinché possa essere immortalato, e quindi analizzato, lo sviluppo della reazione chimica, facendo attenzione a non far seccare il gel.

Paragrafo 2.5 – Microscopia ottica e a scansione elettronica.

Per l'osservazione dei campioni sottoposti alle varie prove descritte si fa ricorso al microscopio ottico e a quello a scansione elettronica.

Sono stati impiegati due tipi di microscopio ottico:

Modello KL 2500 prodotto dalla LEICA;

Modello ZEISS AXIOSKOP 40

Il primo è in grado di raggiungere ingrandimenti fino a 46,5x, mentre il secondo permette di arrivare fino a 1000x. Per la realizzazione delle immagini è stata utilizzata una macchina fotografica digitale NIKON COOLPIX 5000 che aumenta la possibilità di ingrandimento.

Il microscopio a scansione elettronica rappresenta un potente strumento di indagine. Esso permette di indagare la superficie dei campioni metallici e di individuare, non solo forma e composizione chimica degli elementi costituenti le fasi secondarie presenti nella matrice delle leghe di alluminio, ma anche di visualizzare ed analizzare la forma e le dimensioni dei pits sui provini dopo i tests elettrochimici. Questo strumento è essenzialmente composto da una camera a vuoto e da un cannone elettronico che produce il fascio di elettroni destinato ad "illuminare" il pezzo. Per la visione del campione, infatti, non viene utilizzata la luce solare o artificiale ma un fascio di elettroni ad elevata energia che tramite l'interazione con un complesso sistema di lenti magnetiche viene focalizzato sul pezzo che si vuole visionare. Tale tecnologia permette di ampliare e di molto, il numero di ingrandimenti raggiungibili, senza perdere in nitidezza dell'immagine e soprattutto senza rinunciare ad un'ottima profondità di campo. Il microscopio a scansione elettronica permette l'uso di un'ampia gamma d'ingrandimenti che vanno da 15X a 500000X, possedendo una profondità di campo, differenza tra massima e minima distanza di messa a fuoco, che risulta essere adeguata alla messa a fuoco di superfici con elevate variazioni topografiche. I diversi punti del campione vengono esplorati da un sottile fascio d'elettroni ad elevata energia che è prodotto da un cannone elettronico e focalizzato con un sistema di lenti magnetiche. Appositi dispositivi consentono sia spostamenti del fascio, facendogli esplorare piccole zone quadrate, sia spostamenti del campione rispetto al fascio, che permettono di variare non solo la zona in esame ma anche l'inclinazione del

campione relativamente al fascio. Quando un fascio di elettroni colpisce un materiale, una parte di essi detti elettroni primari conservano la loro energia e vengono riflessi (elettroni radiodiffusi) mentre altri perdono la loro energia trasferendola agli elettroni del solido, ed infine una frazione di essi ad energia molto bassa può sfuggire all'esterno. Se gli elettroni incidenti hanno energia sufficientemente elevata riescono a ionizzare i livelli energetici più interni degli atomi del materiale che possono tornare allo stato fondamentale mediante l'emissione di un fotone. I raggi X prodotti possiedono energie che sono caratteristiche degli atomi da cui provengono e possono quindi essere sfruttati per ottenere informazioni sulla composizione chimica del campione. Mediante un trasduttore, che rivela i raggi X, si arriva ad avere uno spettro che riporta i picchi relativi agli elementi. L'intensità della linea caratteristica di un elemento è direttamente proporzionale alla concentrazione dello stesso. E' necessario operare in vuoto per permettere una corretta interazione del fascio elettronico con la superficie da osservare, superficie che deve essere conduttrice. Il microscopio S.E.M. usato per le prove è il modello S440 prodotto dalla Leica.

Capitolo 3 – Risultati sperimentali giunti saldati laser.

Più prove sono state effettuate sulla stessa zona di saldatura avendo cura di posizionare il capillare in un'area non ancora testata. E' stata seguita una procedura di prove che prevede la realizzazione di una prova in tre diversi punti dello skin e dello stringer e di due prove per il cordone, sulle estremità della saldatura. In Figura 3-1 è schematizzata tale procedura:

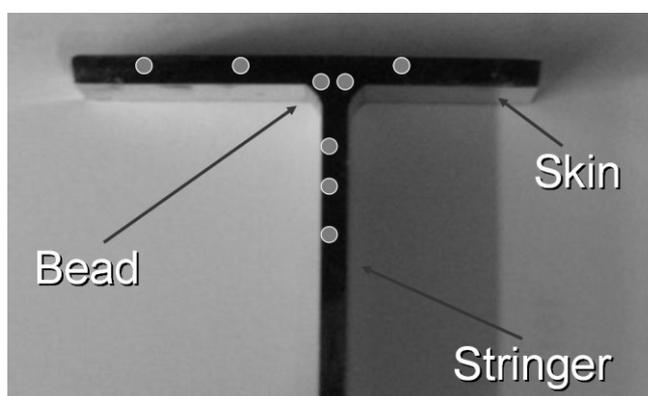


Figura 3-1. Localizzazione dei punti sottoposti a micro polarizzazione.

Le proprietà di ciascun giunto saldato a mezzo laser verranno qui analizzati singolarmente, in particolare si porrà l'accento sulle forme di corrosione localizzate e gli effetti di un eventuale accoppiamento galvanico. Successivamente si affronterà una discussione su come i trattamenti termici post-saldatura o le scelte di accoppiamento di materiali diversi effettuate in sede di progetto influenzino la resistenza a corrosione del giunto e come possa condizionare

Come già descritto nel capitolo precedente, prima di realizzare una polarizzazione anodica viene effettuato un monitoraggio del potenziale a circuito aperto che mostra la variazione nel tempo del potenziale di corrosione, fino al raggiungimento di uno stato stazionario. Al fine di ricercare la riproducibilità dei risultati, la prova è stata ripetuta tre volte per skin e stringer, mentre due volte sul cordone a causa del ridotto spazio di prova. A titolo esemplificativo vengono riportati in **Figura 3-2**, il risultato di tali prove per uno dei giunti esaminati:

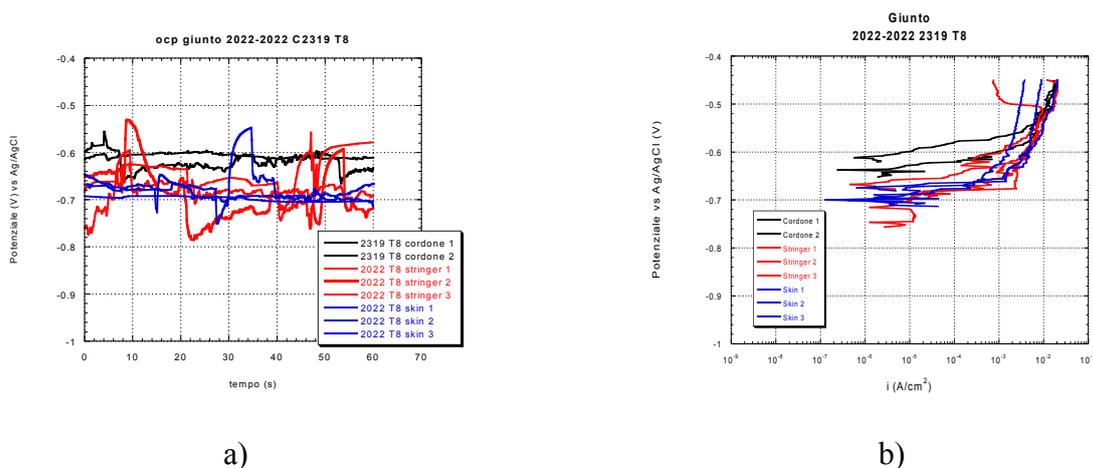


Figura 3-2. Curve di ocp (a) e polarizzazioni (b) del giunto 2022-2022 C2319 T8.

Si noti il transitorio iniziale, caratterizzato da oscillazioni del potenziale in un range variabile fino ai 100 mV intorno al valore di equilibrio. La variazione registrata nella fase iniziale è legata alla graduale stabilizzazione dei fenomeni di innesco che si instaurano al contatto della superficie metallica con la soluzione di prova, tipici delle prove elettrochimiche.

Oltre alle misure di polarizzazione sono stati effettuati i test di corrosione mediante gel, immediatamente dopo l'applicazione del gel, come descritto nel capitolo precedente, si osserva la comparsa di aree di colore rosso, indice di ambiente a pH acido (circa 5 secondo la scala dell'indicatore universale utilizzato) e di aree di colore blu, manifeste di un ambiente a pH basico (circa 9). Questa colorazione mette ben in evidenza la dinamica superficiale del processo di corrosione, individuando le aree anodiche in corrispondenza delle quali si determina l'ossidazione del metallo accompagnata dalla liberazione in soluzione dei cationi metallici, e le aree catodiche sulle quali, invece, si determina la reazione di riduzione dell'ossigeno con formazione di ioni OH^- , che comportano l'aumento del pH. I cationi metallici reagiscono con gli ioni Cl^- presenti in soluzione generando cloruri metallici che, idrolizzandosi, inducono la formazione di ioni H_3O^+ con conseguente abbassamento del pH in quella zona. Dunque, il gel test costituisce una prova di verifica a supporto dei risultati ottenuti con la micropolarizzazione e determina sui giunti il naturale decorso del processo corrosivo.

Paragrafo 3.1 - Giunto 2139 – 2139 T3 con cordone 2319.

In Figura 3-3 sono rappresentate le curve di micropolarizzazione per skin, stringer e cordone di saldatura del giunto 2139-2139 C2319 T3, ottenute in soluzione aerata di NaCl al 3,5% in peso:

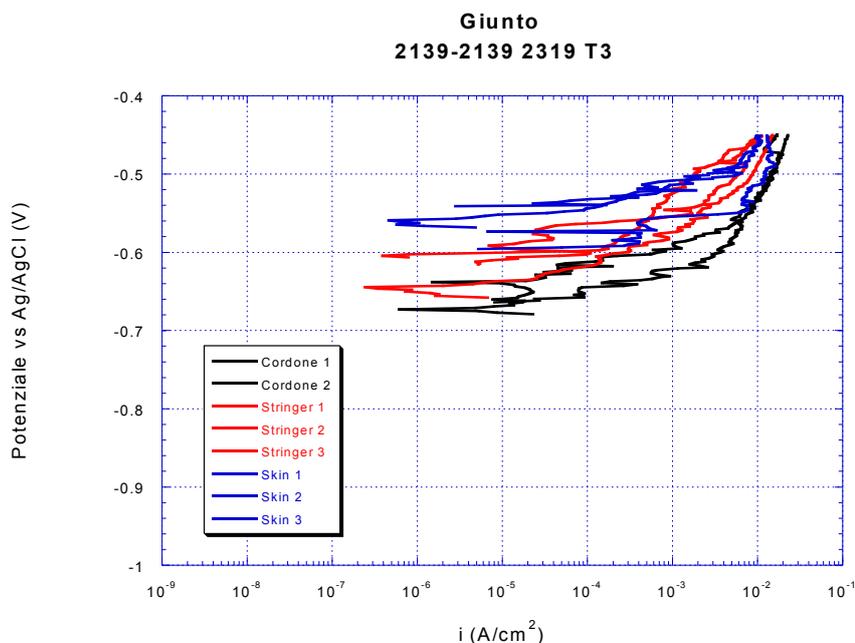


Figura 3-3. Curve di polarizzazione per il giunto 2139-2139 C2319 T3.

Dalle prove di ocp si ricavano i potenziali di libera corrosione per le tre zone distinte, mentre, mediante estrapolazione con le rette di Tafel dalle curve di cui sopra, si ottengono i valori delle densità di corrente di corrosione; entrambi i parametri sono riportati in Tabella 3-1, dopo essere stati mediati su tutte le prove realizzate.

Tabella 3-1.

LEGA	E_{corr} (mV)	I_{corr} (A/cm ²)
2139 T3 Laminato	-567	3.13e-7
2139 T3 Estruso	-617	2.57e-7
2319 T3 Cordone	-666	2.82e-7

I potenziali ottenuti variano, per ogni zona, in un intervallo di circa 50 mV che riteniamo plausibile dato il carattere locale della misura.

Il potenziale di corrosione del cordone risulta all'incirca uguale a quello dello stringer (2139 T3 estruso) per cui si può dire che la zona del cordone assume le caratteristiche dello stringer in seguito alla fusione più accentuata del materiale dello stesso, e alle alterazioni termiche e microstrutturali dovute al processo di saldatura. Si tratta di un fenomeno ricorrente nel caso di giunti saldati a mezzo laser, legato al processo stesso di tale tecnica di saldatura. Il potenziale di corrosione del cordone risulta comunque il più basso, per cui si può dire che la saldatura rappresenta la zona anodica del processo corrosivo. Le correnti di corrosione, invece, sono confrontabili per le tre zone. Si deve considerare la presenza di zone a diverso potenziale a contatto diretto che possono dar luogo a fenomeni di corrosione galvanica, aggravando più o meno sensibilmente la tendenza e la velocità di corrosione della zona meno nobile, che, in tal caso, è rappresentata dal cordone di saldatura. In Tabella 3-2 sono riportati i ΔE di corrosione per le potenziali coppie galvaniche individuabili nel sistema:

Tabella 3-2.

Coppie galvaniche	ΔE_{corr}
Skin-Cordone	99
Stringer-Cordone	49

Esaminando la pendenza delle curve di micropolarizzazione in corrispondenza del potenziale di corrosione, è evidente che la lega 2139 T3 in condizioni di laminato è soggetta a corrosione da pitting già all'equilibrio, mentre la 2139 T3 estrusa sembra presentare una certa passività, data la maggiore pendenza. Al fine di verificare tale risultato, si confrontano le curve di micropolarizzazione in aerata con la curva ottenuta mediante prova di macropolarizzazione classica in soluzione deaerata di NaCl al 3,5% in peso, dalla quale ricaviamo il valore del potenziale di pitting o di transpassività. Tale prova è stata effettuata per la lega 2139 sia in condizioni di laminato che di estruso e i rispettivi confronti sono riportati nei grafici di Figura 3-4 e Figura 3-5.

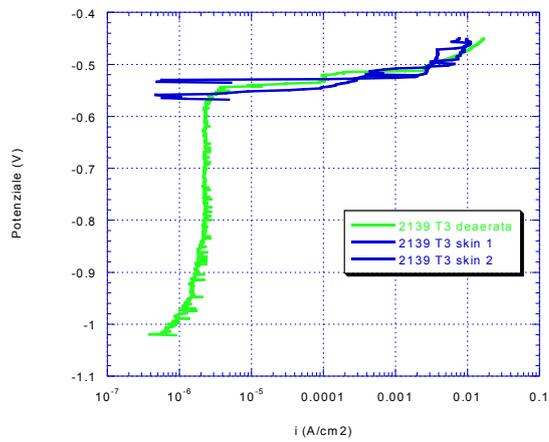


Figura 3-4. Confronto con deaerata per la lega 2139 T3 laminata.

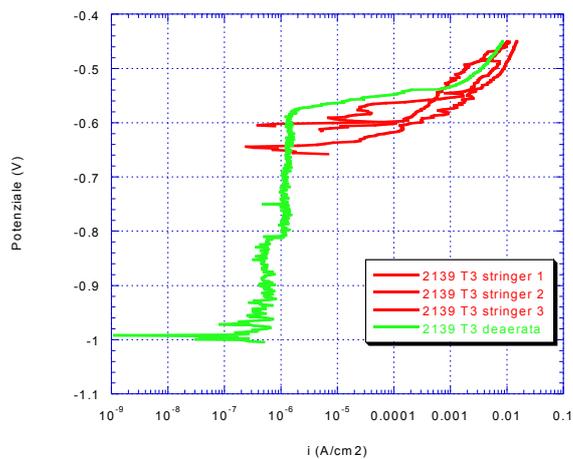


Figura 3-5. Confronto con deaerata per la lega 2139 T3 estrusa.

Tabella 3-3. Valori dei potenziali di libera corrosione e di pitting per la lega AA 2139 T3.

LEGA	E_{corr} (mV)	E_{pit} (mV)
2139 T3 Laminato	-567	-544
2139 T3 Estruso	-617	-581

In Tabella 3-3 si riportano i valori dei potenziali di libera corrosione e di pitting per la 2139 T3 laminata ed estrusa; si osservi la sostanziale coincidenza tra i due valori in entrambi i casi.

L'osservazione al microscopio ottico dei punti sottoposti a micropolarizzazione ci ha consentito di individuare gli attacchi da corrosione per pitting, molto evidenziati nelle seguenti immagini mostrate in Figura 3-6.

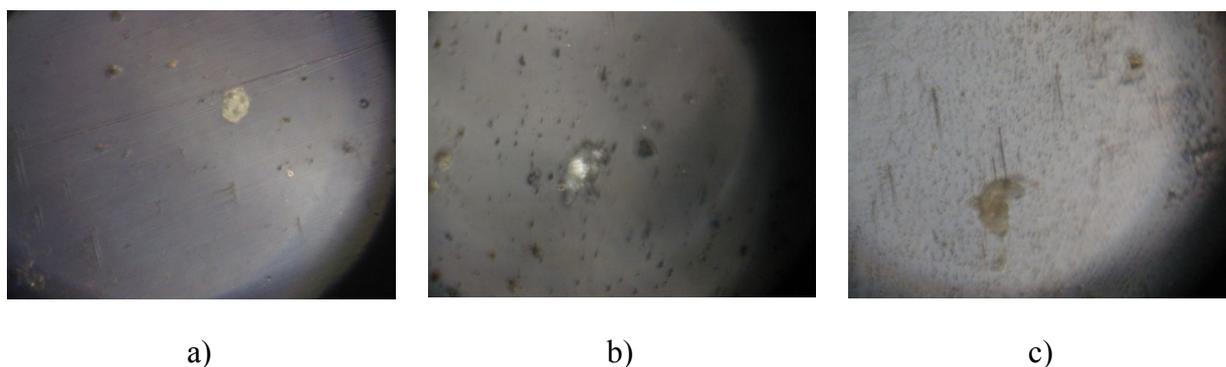


Figura 3-6. Giunto 2139-2139 C23219 T3 Ingr. 60x (a)skin, (b) stringer e (c)cordone.

In generale, i fenomeni di corrosione localizzata sono molto più favoriti su zone caratterizzate da asperità e disomogeneità superficiali, quali le aree sottoposte a processi di saldatura.

In Figura 3-7 è riportato il risultato del gel test per il giunto 2139-2139 C2319 T3, rilevato immediatamente dopo l'applicazione del gel.



Figura 3-7. Gel test del giunto 2139-2139 C2319 T3 subito dopo l'applicazione.

Si osservi la zona del cordone di saldatura colorata di rosso e la restante parte del giunto coperta dal gel colorata di blu, indicando il cordone come area anodica del processo corrosivo. Tale risultato va a confermare quanto si era ottenuto dalle prove di micropolarizzazione, dove si registrava un potenziale di corrosione per il cordone più basso rispetto a quelli relativi ai rispettivi skin e stringer. Osservando il campione dopo 3 giorni dall' applicazione del gel, si riscontra che tutto il gel si è colorato di rosso, portandoci a pensare che, dopo un certo tempo, tutto il campione arrivi a corrodersi come il cordone (Figura 3-8).



Figura 3-8. Gel test del giunto 2139-2139 C2319 T3 dopo 3 giorni dall'applicazione.

Dall' osservazione al microscopio ottico, realizzata dopo aver rimosso il gel, si riscontra una corrosione abbastanza evidente sul cordone, mentre sia lo skin che lo stringer ne risultano molto meno attaccati. Nelle seguenti immagini è possibile rendersi conto di ciò.

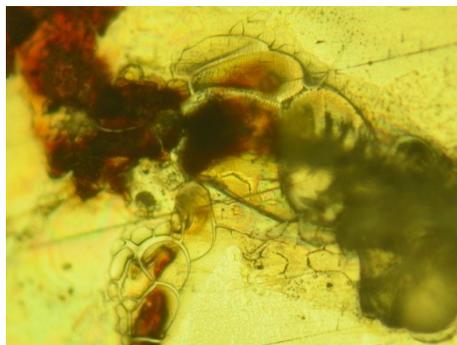


Figura 3-9. 2139-2139 C2319 T3 cordone Ingr. 600x.

Si osservi in Figura 3-9 un attacco per pitting e per corrosione intergranulare sul cordone. Quest'ultima è una morfologia molto frequente quando il materiale è sottoposto a saldatura che comporta l'indebolimento delle zone adiacenti ai bordi dei grani dovuto all'impovertimento delle stesse in Cu (diffuso verso i bordi sotto l'azione dei forti gradienti termici generati nel corso del processo di saldatura e precipitato sotto forma di composti Al-Cu). Si notino i contorni scuri dei grani che costituiscono la parte deteriorata dall'azione corrosiva. La presenza di attacchi da corrosione circoscritti solo in alcuni punti dell'area anodica fa supporre che non si inneschi un meccanismo di corrosione galvanica, che investirebbe completamente la zona interessata (morfologia di corrosione generalizzata). Ciò è quanto si riscontra per tutti i giunti esaminati relativamente alla possibilità di corrosione galvanica.

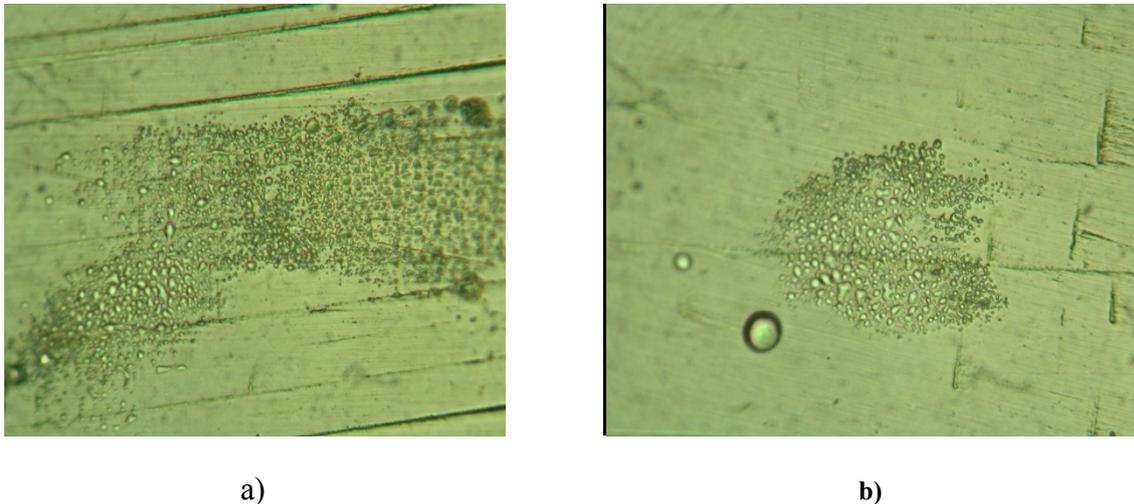


Figura 3-10. Giunto 2139-2139 C2319 T3 a)stringer 1500x b) skin 1500x.

In Figura 3-10 si osserva che lo skin e lo stringer risultano caratterizzati solo da depositi di NaCl. E' necessario dedurre, quindi, che il risultato del gel test dopo 3 giorni dall'applicazione risulta fuorviante e presumibilmente imputabile alla diffusività degli ioni H^+ nel gel che non è contrastata da una buona attività catodica su skin e stringer.

Maggiori informazioni si possono ricavare dalle osservazioni realizzate al S.E.M. (microscopio a scansione elettronica).

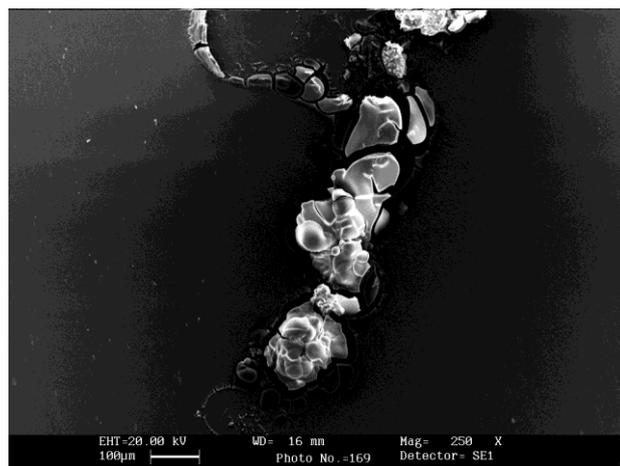


Figura 3-11. 2139-2139 C2319 T3.

In Figura 3-11 si rileva, mediante analisi EDS, la presenza di precipitati di sale NaCl.



Figura 3-12. 2139-2139 skin.

Si presenta, in Figura 3-12, un inizio di corrosione intergranulare attorno a precipitati di Cu che, essendo di natura catodica, inducono la corrosione delle aree circostanti.

Paragrafo 3.2 - Giunto 2139 – 2139 T3 con cordone 4047.

Il giunto in questione si differenzia dal 2139-2139 C2319 T3 soltanto per il materiale d'apporto impiegato per realizzare la saldatura. In Figura 3-13 sono rappresentate le curve di micropolarizzazione per skin, stringer e cordone di saldatura del giunto 2139-2139 C4047 T3:

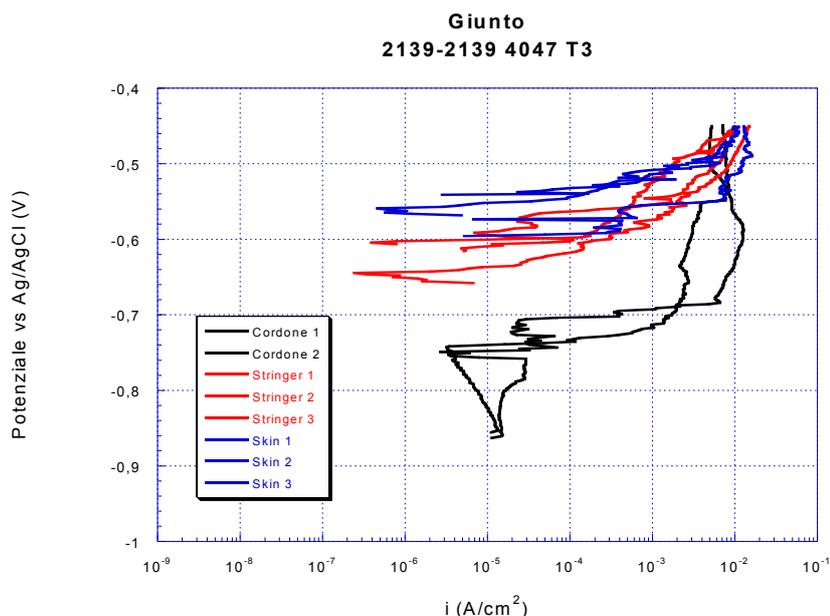


Figura 3-13. Curve di polarizzazione per il giunto 2139-2139 C4047 T3.

In Tabella 3-4 sono riportati i potenziali di libera corrosione ricavati con le prove di ocp e le correnti di corrosione ottenute mediante estrapolazione con le rette di Tafel dalle curve di cui sopra, mediati su tutte le prove effettuate.

Tabella 3-4.

LEGA	E_{corr} (mV)	I_{corr} (A/cm ²)
2139 T3 Laminato	-567	3.13e-7
2139 T3 Estruso	-617	2.57e-7
4047 T3 Cordone	-746	3.70e-6

Si osserva che il potenziale di corrosione del cordone 4047 T3 è più basso di quello della 2319 T3 di quasi 100 mV (vedi Tabella 3-1.), cosa presumibilmente imputabile alla bassa concentrazione di Cu nella 4047. Si può osservare, inoltre, che il potenziale di corrosione del cordone è, in questo caso, più basso di quelli relativi a skin e stringer, con una differenza di circa 100 mV con lo stringer e di quasi 200 mV con lo skin. E' evidente, dunque, che il cordone di saldatura rappresenti la zona anodica del processo corrosivo, in maniera ancora più marcata rispetto alla 2319 T3 del giunto precedentemente esaminato e che diventa ancora più elevato il rischio di corrosione galvanica. In Tabella 3-5. sono schematizzati i ΔE di corrosione per le coppie galvaniche individuabili:

Tabella 3-5.

Coppie galvaniche	ΔE_{corr}
Skin-Cordone	179
Stringer-Cordone	129

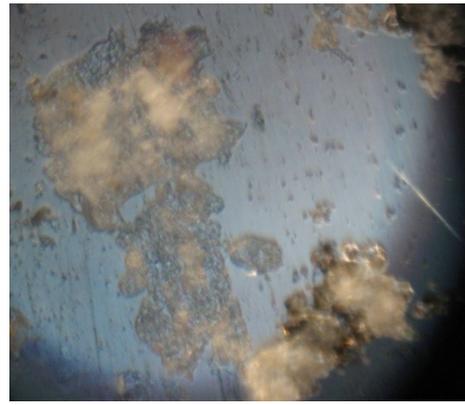
Si noti anche una corrente di corrosione più alta per il cordone 4047 T3, indice di una più spinta velocità di corrosione.

Dalla pendenza praticamente orizzontale delle curve di polarizzazione per il cordone 4047 T3 è evidente che è soggetto a corrosione per pitting già all'equilibrio.

Dalle osservazioni al microscopio ottico dei punti sottoposti a micropolarizzazione si sono ricavate le seguenti immagini in cui è ben visibile l'attacco per pitting.

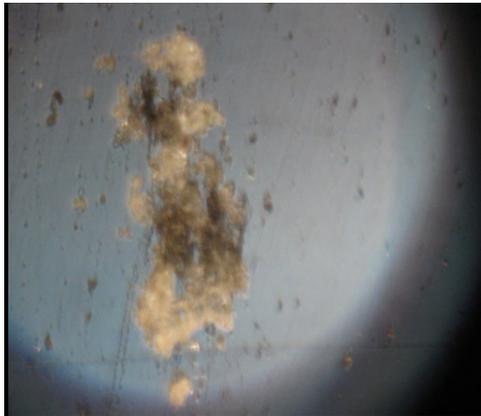


a)

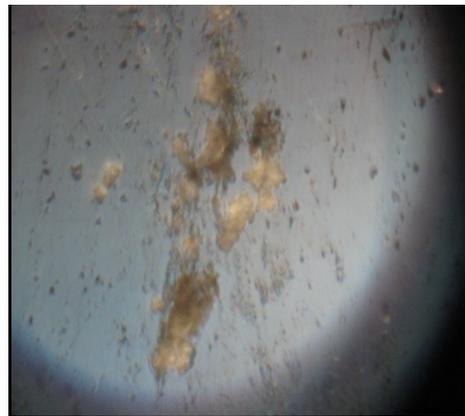


b)

Figura 3-14. 2139-2139 C4047 T3 Ingr. 60x (a) skin 1 e (b) skin 2.

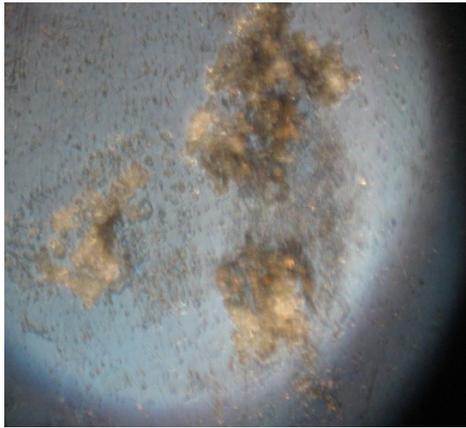


a)

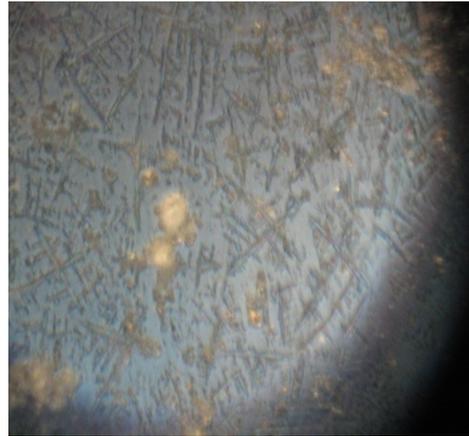


b)

Figura 3-15. Giunto 2139-2139 C4047 T3 Ingr. 60x a)stringer 1 b) stringer.



a)



b)

Figura 3-16. Giunto 2139-2139 C4047 T3 Ingr. 60x (a) cordone 1 e (b) cordone 2.

Si osservi, nelle immagini relative al cordone (Figura 3-16), la presenza di molti precipitati e asperità superficiali, dovuti alla alterazione termica e microstrutturale che comporta il processo di saldatura.

In Figura 3-17 è riportato il risultato del gel test per il giunto 2139-2139 C4047 T3, immediatamente dopo l'applicazione del gel.



Figura 3-17. Gel test del giunto 2139-2139 C4047 T3 subito dopo l'applicazione.

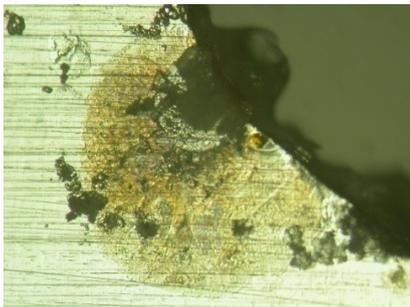
Si ricava lo stesso risultato del giunto precedente (che differisce per il solo materiale d'apporto), perfettamente confrontabile con quanto ottenuto dalle prove di micropolarizzazione. Osservando attentamente si riesce ad individuare un' area di colore rosso ancora più marcata, riconducibile al fatto che il potenziale del cordone nel presente giunto risultava più basso di quello del giunto 2139-

2139 C2319 T3. In Figura 3-18 si riporta il risultato del gel test dopo 3 giorni dall'applicazione e si riscontra, anche in questo, un uguaglianza al caso precedente:

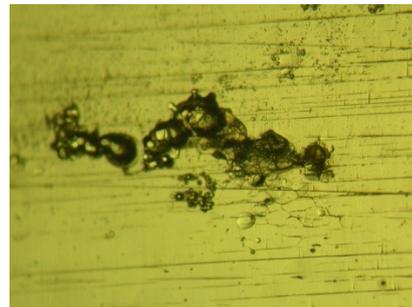


Figura 3-18. Gel test del giunto 2139-2139 C4047 T3 dopo 3 giorni dall'applicazione.

Di seguito sono riportate le immagini raccolte al microscopio ottico dopo il gel test.



a)



b)

Figura 3-19. Giunto 2139-2139 C4047 T3 (a) cordone 1500x e (b) skin 1500x.

In Figura 3-19 si nota un attacco per pitting che sfocia in corrosione intergranulare, molto più marcatamente sul cordone. Ciò risulta più evidente per il cordone osservandolo al S.E.M. (Figura 3-20).

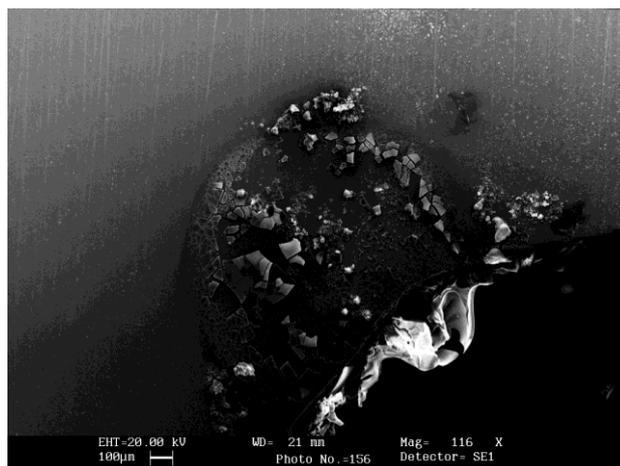


Figura 3-20. 2139-2139 C4047 T3 cordone.

Sono facilmente visibili grani parzialmente consumati e zone scure che risultano totalmente deteriorate. Si notino le dimensioni molto piccole dei grani, tipiche di zone sottoposte a processi di saldatura e dovute ai fenomeni di ricristallizzazione che si determinano per l'alterazione termica.

Mediante analisi EDS si riscontra assenza di Cu sull' area corrosa, a differenza della zona circostante non soggetta a fenomeni di corrosione. La presenza di Cu nella zona non corrosa del cordone è imputabile a fenomeni di diffusione nel corso della realizzazione della saldatura da parte della lega 2139, ricca in Cu.

Dall' analisi al S.E.M. si sono ricavate, inoltre, le seguenti immagini relative allo skin e allo stringer.

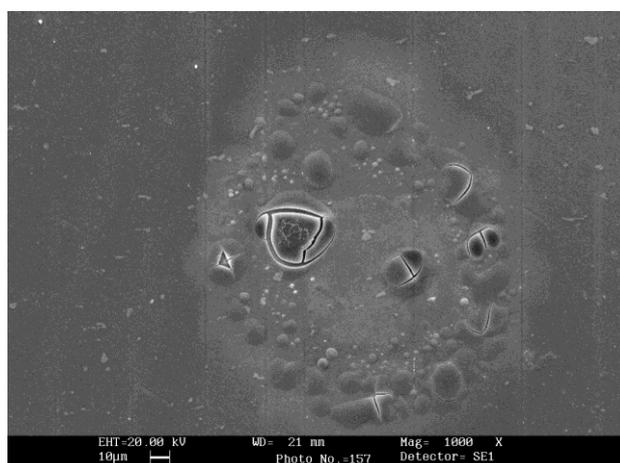


Figura 3-21. Giunto 2139-2139 C4047 T3 stringer.

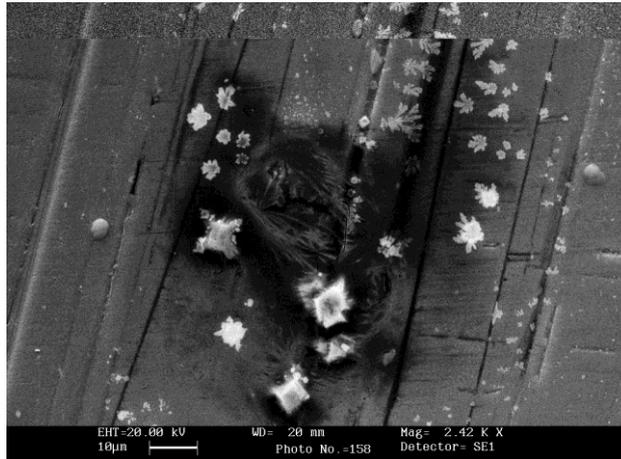


Figura 3-22. Giunto 2139-2139 C4047 T3 skin.

In Figura 3-21 si osserva un lieve inizio di corrosione intergranulare sullo stringer, mentre in Figura 3-22 un pit contornato da precipitati di NaCl (struttura rombica) e a base di Al e Cl (forme dal contorno non omogeneo).

Paragrafo 3.3 - Giunto 6156 T4 -2139 T3 con cordone 4047.

Tale giunto differisce dal 2139-2139 4047 T3 soltanto per il diverso materiale con cui è realizzato lo skin. L'invecchiamento naturale è indicato come T4 per la lega 6156.

In Figura 3-23 sono rappresentate le curve di micropolarizzazione per skin, stringer e cordone di saldatura del giunto 6156-2139 4047 T4.

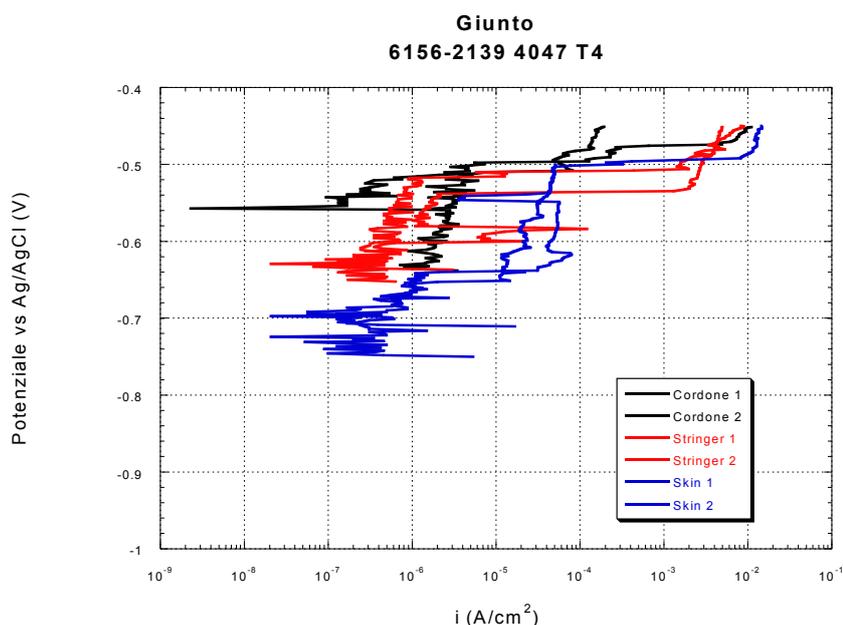


Figura 3-23. Curve di polarizzazione per il giunto 6156-2139 C4047 T4.

In Tabella 3-6 sono riportati i potenziali di corrosione ricavati con le prove di ocp e le correnti di corrosione per le tre zone, mediati su tutte le prove effettuate:

Tabella 3-6. Potenziali di corrosione e correnti di corrosione.

LEGA	E_{corr} (mV)	I_{corr} (A/cm ²)
6156 T4 Laminato	-737	5.54e-7
2139 T4 Estruso	-635	1.21e-8
4047 T4 Cordone	-587	2.61e-5

Si osservi come il potenziale di corrosione del cordone assuma all' incirca lo stesso valore di quello dello stringer (si ricordi l'alterazione microstrutturale che subisce la zona soggetta a saldatura a mezzo laser). Ne consegue un importante risultato in termini di "protezione" della saldatura in quanto, essendo il potenziale di corrosione dello skin più basso, il cordone risulta essere, assieme allo stringer, la zona catodica del processo corrosivo. E' da notare una differenza di potenziali di corrosione tra skin e cordone abbastanza rilevante che potrebbe generare fenomeni di corrosione galvanica; in Tabella 3-7 si riportano i ΔE di corrosione:

Tabella 3-7.

Coppie galvaniche	ΔE_{corr}
Skin-Cordone	150
Stringer-Cordone	48

Inoltre, osservando la pendenza delle curve dello skin 6156 T4 e dello stringer 2139 T4 si riscontra un tratto a corrente invariata, indice di una condizione di passività per le due leghe. A verifica di questo risultato si confrontano le curve di polarizzazione in aerata con le rispettive in deaerata ottenute mediante polarizzazione classica, nei seguenti grafici

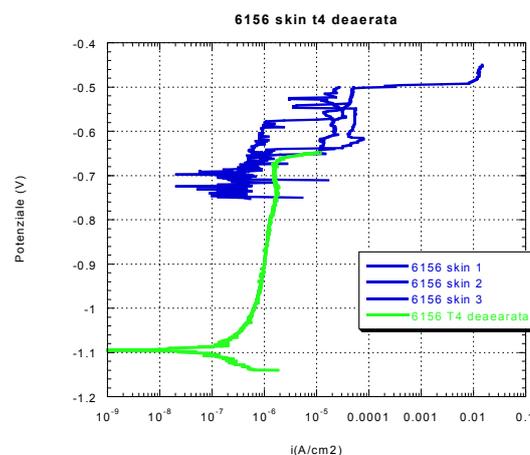


Figura 3-24. Confronto con deaerata per la lega 6156 T4.

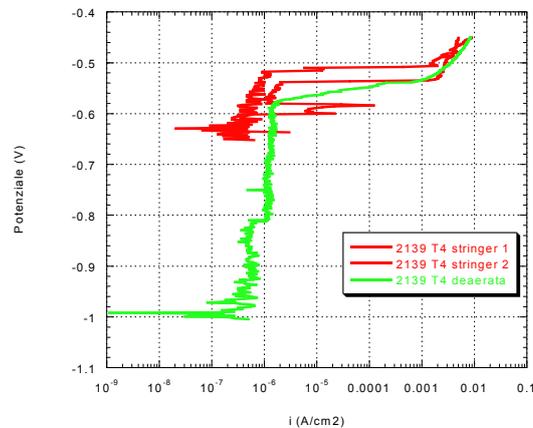


Figura 3-25. Confronto con deaerata per la lega 2139 T3.

In Tabella 3-8 si possono confrontare i valori dei potenziali di corrosione con quelli di pitting.

E' evidente che, in entrambi i casi, si tratta di una condizione di passività, in cui il materiale si protegge dall' attacco per pitting grazie alla presenza di un ossido superficiale, stabile nelle condizioni esaminate. Per la lega 6156 ciò è imputabile, con tutta probabilità, alla bassa concentrazione di alliganti presente nella matrice metallica.

Tabella 3-8.

LEGA	E_{corr} (mV)	E_{pit} (mV)
6156 T4 Laminato	-737	-670
2139 T4 Estruso	-635	-581

Le immagini di Figura 3-26 raccolte al microscopio ottico, a valle della micro polarizzazione, cioè ad innesco di pitting avvenuto, evidenziano un attacco per pitting abbastanza rarefatto su tutte le zone.

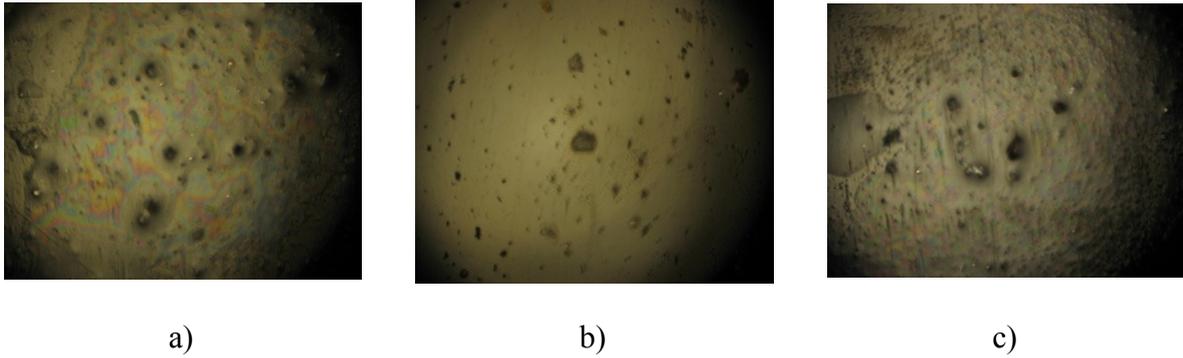


Figura 3-26. Giunto 6156-2139 C4047 T4 Ingr. 60x (a) skin, (b)stringer e (c) cordone.

In Figura 3-27 è rappresentato il risultato del gel test per il giunto 6156-2139 4047 T4, immediatamente dopo l'applicazione.



Figura 3-27. Gel test del giunto 6156-2139 4047 T4 subito dopo l' applicazione.

Si noti la saldatura colorata di blu assieme allo stringer e un inizio di colorazione rossa sullo skin. Tale risultato conferma pienamente quanto si era ottenuto mediante le prove di micropolarizzazione dove si era indicata la zona dello skin come anodica nell' ambito del processo corrosivo, essendo il suo potenziale di corrosione più basso di quelli relativi a stringer e cordone. Esaminando il gel dopo 3 giorni dall'applicazione, si osservano stringer e cordone caratterizzati ancora dal colore blu che si è esteso anche alla zona dello skin circostante il cordone, mentre il resto dello skin totalmente colorato di rosso (Figura 3-28).



Figura 3-28. Gel test del giunto 6156-2139 4047 T4 dopo 3 giorni dall'applicazione.

Ciò fa pensare ad una attività catodica molto spinta sulla zona cordone-stringer tanto da riuscire a contrastare la diffusività degli ioni H^+ presenti in corrispondenza delle estremità dello skin.

Dall'osservazione al microscopio ottico dopo il gel test si ricavano le seguenti immagini:

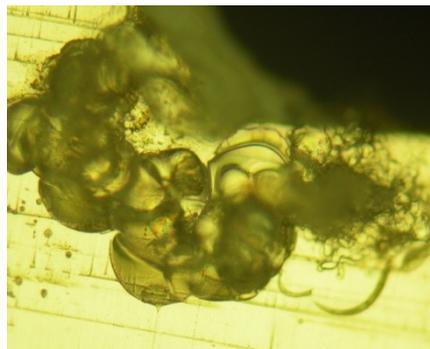


Figura 3-29. Giunto 6156-2139 4047 T4 cordone Ingr.600x.

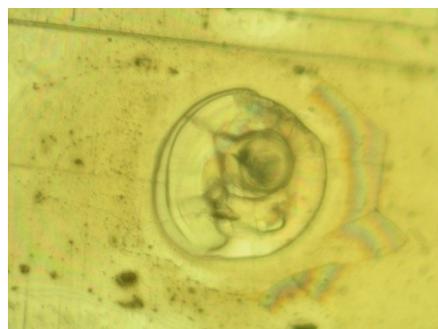


Figura 3-30. Giunto 6156-2139 4047 T4 skin Ingr. 1500x.

Sullo skin si evidenziano attacchi per pitting abbastanza limitati e su stringer e cordone pochi segni di corrosione localizzati. In Figura 3-29 si riporta un attacco presente sul bordo del cordone che è stato successivamente osservato anche al S.E.M. riscontrando un inizio di sfaldamento per corrosione intergranulare (Figura 3-31).

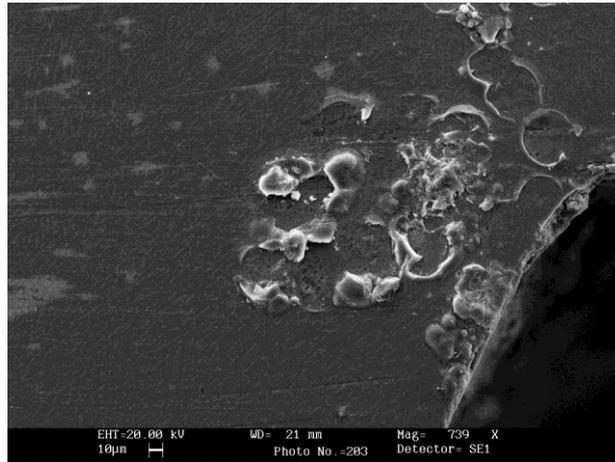


Figura 3-31. Giunto 6156-2139 4047 T4 cordone.

Paragrafo 3.4 - Giunto 2139 - 2139 con cordone 2319 e trattamento termico post-saldatura T8.

Il presente giunto differisce dal 2139-2139 2319 T3, precedentemente esaminato, per il solo trattamento termico che, in tal caso, consiste in un invecchiamento artificiale. In Figura 3-32 sono rappresentate le curve di micropolarizzazione ottenute per skin, stringer e cordone di saldatura.

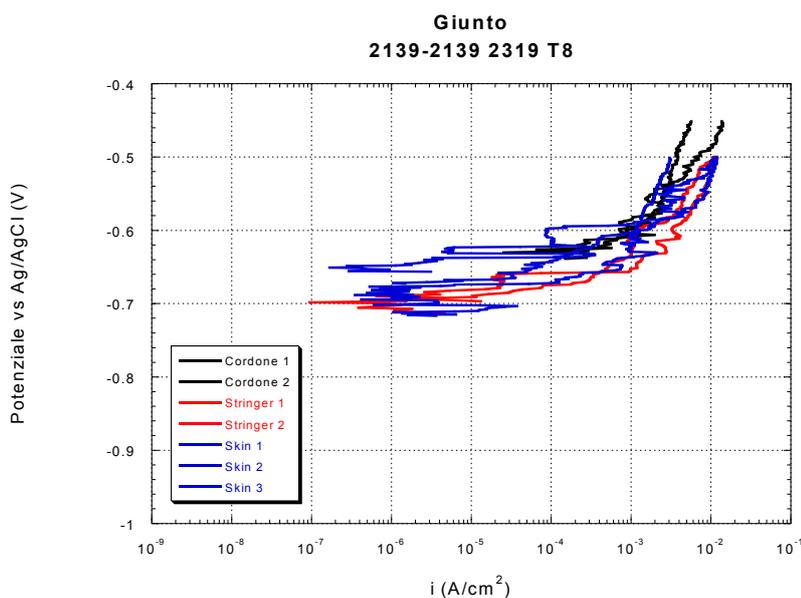


Figura 3-32. Curve di micropolarizzazione per il giunto 2139-2139 C2319 T8.

Sono riportati in Tabella 3-9 i potenziali di corrosione ricavati con le prove di ocp e le correnti di corrosione per le tre zone distinte, mediati su tutte le prove effettuate:

Tabella 3-9. Potenziali correnti di corrosione.

LEGA	E_{corr} (mV)	I_{corr} (A/cm ²)
2139 T8 Laminato	-679	3e-7
2139 T8 Estruso	-695	3.45e-7
2319 T8 Cordone	-626	3.68e-5

Dal confronto tra i valori della 2139 T3 e 2139 T8 si osserva un potenziale di corrosione più basso nel caso di trattamento T8 sia per lo stringer che per lo skin. Ciò è imputabile, con tutta probabilità, alla presenza di un maggiore quantitativo di precipitati a base di Cu (principale alligante della lega) dovuto all'invecchiamento artificiale, che comporta una minore concentrazione di Cu in soluzione solida.

Si osservi come i potenziali di corrosione per il laminato e l'estruso sostanzialmente coincidano e come la corrente di corrosione del cordone risulti maggiore di quelle di skin e stringer di circa due ordini di grandezza, indice di una velocità di corrosione spinta per questa zona. E' da rilevare che anche il potenziale di libera corrosione del cordone risulta più alto di quelli relativi a skin e stringer, cosa vantaggiosa in termini di "protezione" della saldatura in quanto si può ritenere che il cordone rappresenti l'area catodica del processo. E' evidente, inoltre, come i potenziali di corrosione delle tre zone siano molto vicini tra loro, cosa che allontana il rischio di corrosione galvanica tra le coppie cordone-skin e cordone-stringer. In Tabella 3-10 sono schematizzati i ΔE di corrosione:

Tabella 3-10.

Coppie galvaniche	ΔE_{corr}
Skin-Cordone	53
Stringer-Cordone	69

Analizzando la pendenza delle curve di micropolarizzazione in corrispondenza dei potenziali di libera corrosione si evince che tutte le zone sono soggette a corrosione per pitting già all'equilibrio. Al fine di verificare questo risultato, si confrontano tali curve con quella ottenuta in soluzione deaerata di NaCl al 3,5% in peso, mediante macropolarizzazione classica. In Figura 3-33 e Figura 3-34 sono rappresentate le curve di cui sopra e nella Tabella 3-11 sono riportati i potenziali di corrosione a confronto con quelli di pitting.

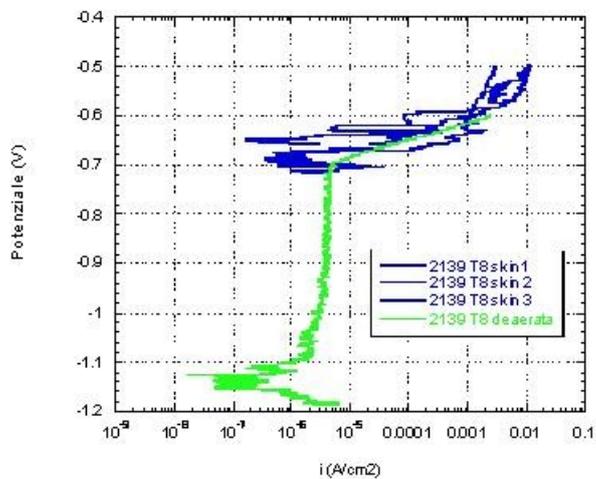


Figura 3-33. Confronto con deaerata per la lega 2139 T8 laminata.

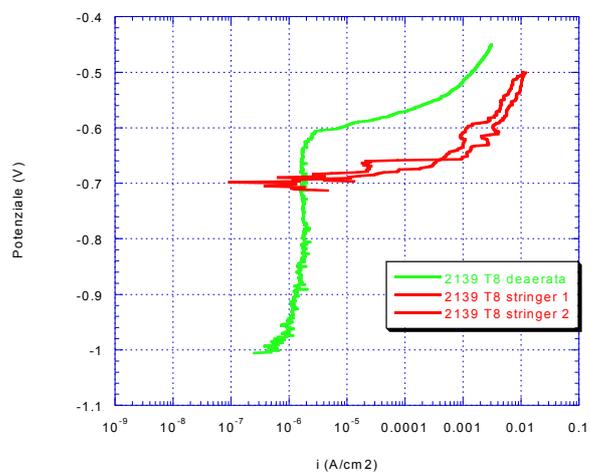


Figura 3-34. Confronto con deaerata per la lega 2139 T8 estrusa.

Tabella 3-11.

LEGA	E_{corr} (mV)	E_{pit} (mV)
2139 T8 Laminato	-679	-704
2139 T8 Estruso	-695	-611

Si noti come i due potenziali sostanzialmente coincidano sia per lo skin che per lo stringer.

Le seguenti immagini rilevate al microscopio ottico mostrano degli attacchi di corrosione da pitting.

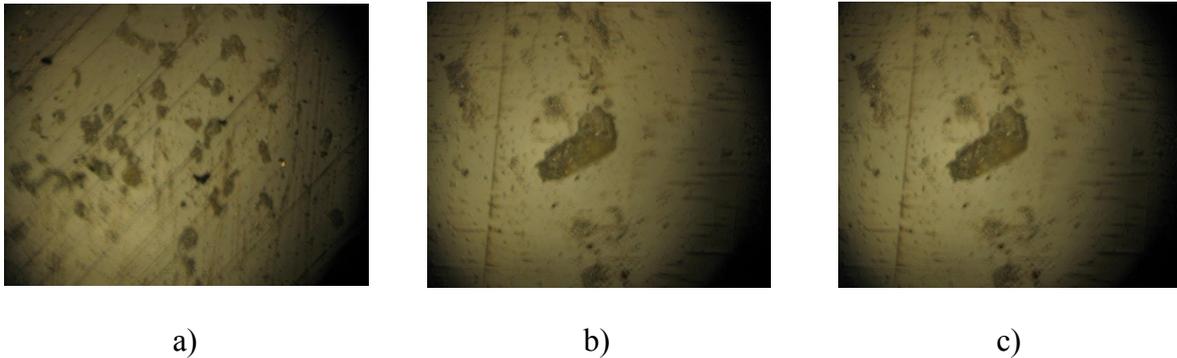


Figura 3-35. Giunto 2139-2139 C2319 T8 Ingr.60x (a) skin, (b) stringer e (c)cordone.

In Figura 3-36 è riportato il risultato del gel test per il giunto 2139-2139 C2319 T8, immediatamente dopo l'applicazione del gel.



Figura 3-36. Gel test del giunto 2139-2139 C2319 T8 subito dopo l'applicazione.

Si noti la zona del cordone e dello stringer colorati di blu e un inizio di colorazione rossa sullo skin. Ciò concorda con il fatto che la saldatura rappresenti l'area catodica del processo come ricavato dalle prove di micropolarizzazione. Dopo 3 giorni dall'applicazione del gel, si osserva quanto riportato in Figura 3-37.

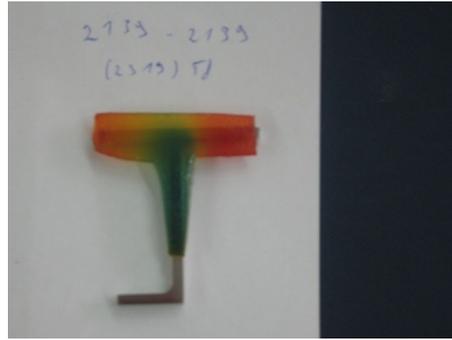


Figura 3-37. Gel test del giunto 2139-2139 C2319 T8 dopo 3 giorni dall'applicazione.

Risulta che l'area costituita da stringer e cordone è caratterizzata da una forte attività catodica, come nel caso del giunto 2022-2022 C2319 T3.

Di seguito sono riportate alcune immagini tratte al microscopio ottico.

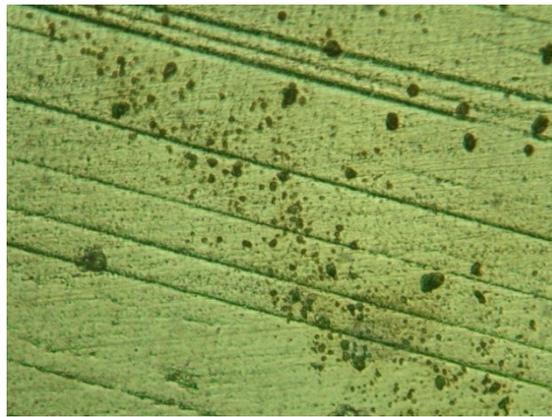
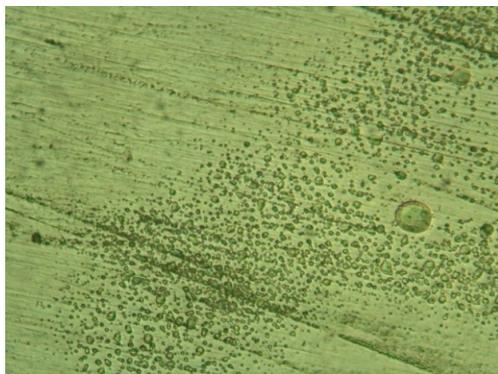
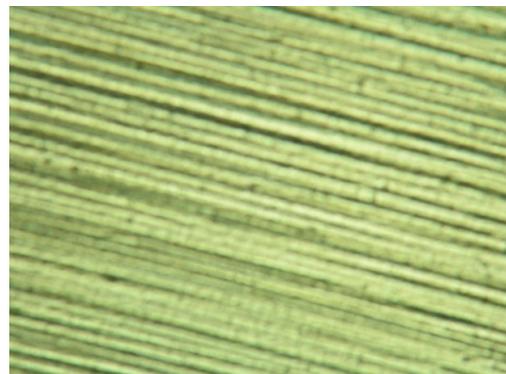


Figura 3-38. 2139-2139 C2319 T8 cordone – Ingr: 1500X.



a)



b)

Figura 3-39. Giunto 2139-2139 C2319 T8 a)skin 1500x b)stringer 600x.

Si riscontrano attacchi per pitting molto rarefatti e di piccole dimensioni su tutte le zone; sul cordone si evidenziano pits concentrati lungo l'interfaccia con lo skin dovuti alle diverse fasi a contatto.

Da un'analisi al S.E.M. del cordone di saldatura si riesce a trarre qualche altra informazione rappresentata in Figura 3-40.

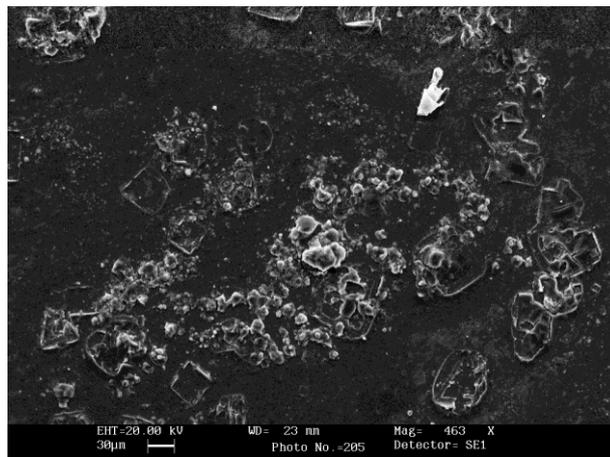


Figura 3-40. Giunto 2139-2139 C2319 T3 cordone.

Si osserva una leggera corrosione intergranulare in presenza di precipitati a base di Al e Cl che mette in evidenza la grana di piccole dimensioni, tipica delle zone sottoposte a processi di saldatura.

Paragrafo 3.5 - Giunto 2022 – 2022 T3 con cordone 2319.

In Figura 3-41 sono rappresentate le curve di micropolarizzazione ottenute per il giunto 2022-2022 2319 T3 in cui sia lo skin che lo stringer sono presenti sotto forma di laminato:

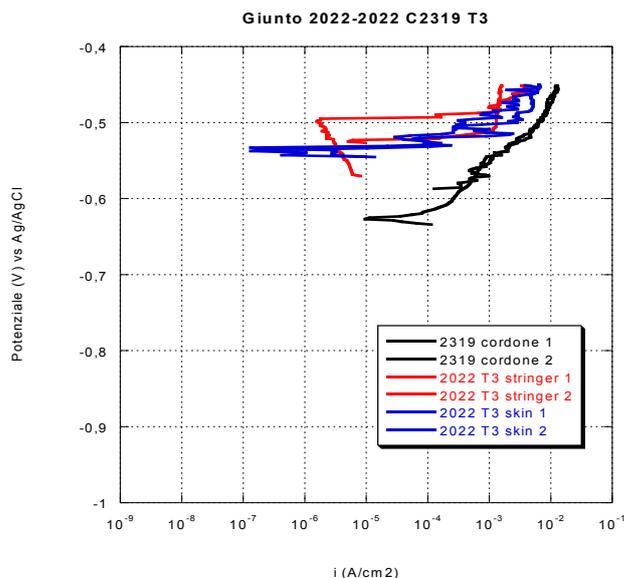


Figura 3-41. Curve di micropolarizzazione per il giunto 2022-2022 C2319 T3.

Dalle prove di ocp si ricavano i potenziali di corrosione per le tre zone distinte riportati, assieme alle rispettive correnti di corrosione, in Tabella 3-12, dopo essere stati mediati su tutte le prove effettuate.

Tabella 3-12.

LEGA	E_{corr} (mV)	I_{corr} (A/cm ²)
2022 T3 Laminato	-541	4.38e-7
2022 T3 Laminato	-511	4.89e-6
2319 T3 Cordone	-606	1.18e-5

Si rilevano valori molto alti per i potenziali di corrosione della 2022, cosa imputabile alla presenza di un 5% circa di Cu nella matrice metallica che, in seguito ad invecchiamento naturale, risulta in gran parte disciolto in soluzione solida. Il cordone risulta avere potenziale più basso di quello della 2022 di circa 50 mV; da ciò si deduce che la zona della saldatura rappresenta l'area anodica del processo corrosivo. La corrente di corrosione del cordone è più alta di quella della 2022 di circa un ordine di grandezza, indice di una velocità di corrosione più spinta sul cordone. In Tabella 3-13 sono schematizzati i ΔE di corrosione per le possibili coppie galvaniche:

Tabella 3-13.

Coppie galvaniche	ΔE_{corr}
Skin-Cordone	65
Stringer-Cordone	82

Dall'analisi delle pendenze delle curve di micropolarizzazione sembra instaurarsi un meccanismo di corrosione per pitting già all'equilibrio sia per la 2022 che per il cordone. A verifica di ciò, è rappresentata in Figura 3-42 la curva in deaerata a confronto con le curve di micropolarizzazione in aerata per la 2022 (la 2022 è presente in questo giunto solo sotto forma di laminato).

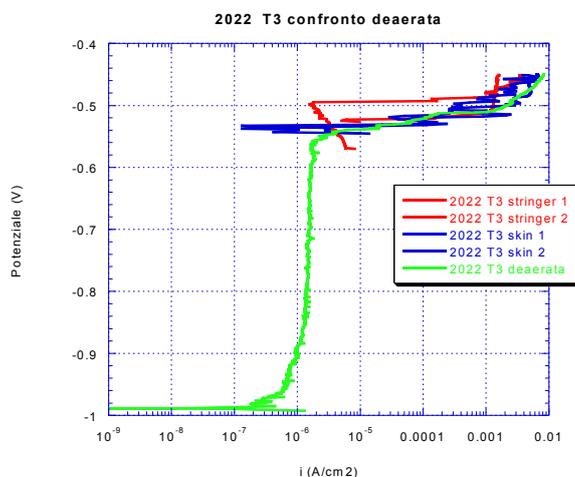


Figura 3-42. Confronto con deaerata per la lega 2022 T3 laminata.

Si riporta in Tabella 3-14 un confronto tra i valori del potenziale di corrosione in aerata (mediato sia sugli skin che sugli stringer) e del potenziale di pitting; si osservi come i due potenziali sostanzialmente coincidano.

Tabella 3-14.

LEGA	E_{corr} (mV)	E_{pit} (mV)
2022 T3 Laminato	-526	-560

Le immagini raccolte al microscopio ottico evidenziano gli attacchi per pitting.

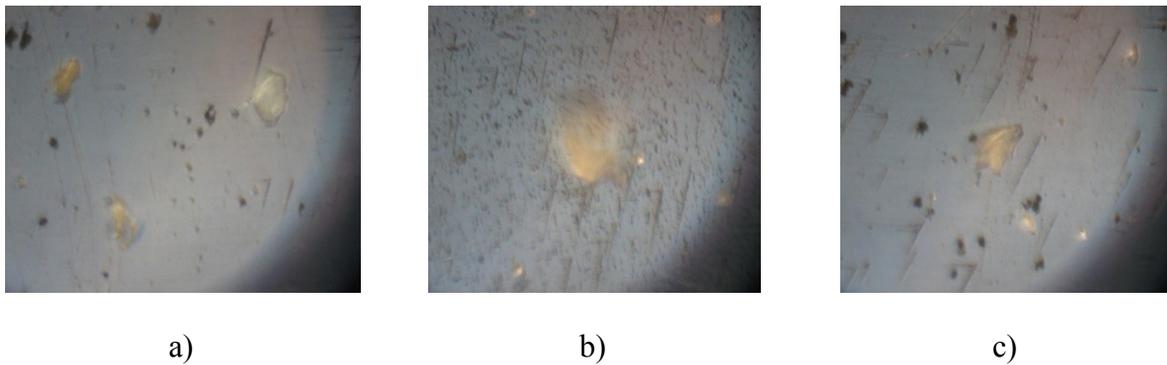


Figura 3-43. Giunto 2022-2022 C2319 T3 Ingr.60 (a) skin, (b) stringer 1 e (c) stringer 2.

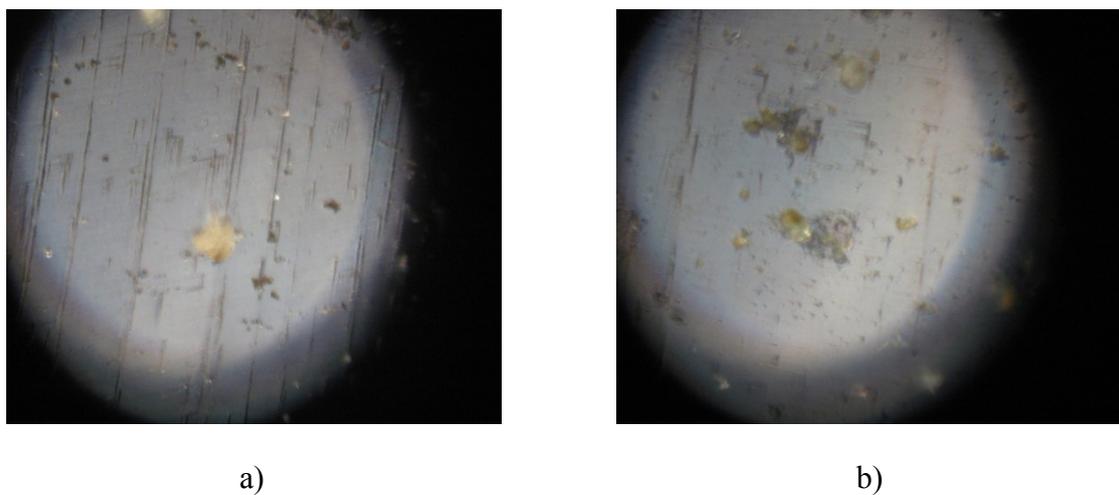


Figura 3-44. Giunto 2022-2022 C2319 T3 Ingr.60 (a) cordone 1 e (b) cordone 2.

In Figura 3-45 è riportato il risultato del gel test per il Giunto 2022-2022 C2319 T3, immediatamente dopo l'applicazione del gel:



Figura 3-45. Gel test del giunto 2022-2022 C2319 T3 subito dopo l'applicazione.

Si può notare il cordone colorato di rosso e il resto del giunto di blu, cosa che conferma perfettamente quanto ricavato dalle prove di micropolarizzazione che registravano un potenziale di corrosione più basso per il cordone di saldatura rispetto a quelli relativi ai rispettivi skin e stringer (stessa lavorazione) inducendo a considerare il cordone come l'area anodica del processo corrosivo. Dopo tre giorni dall'applicazione del gel si riscontra il risultato riportato in Figura 3-46.

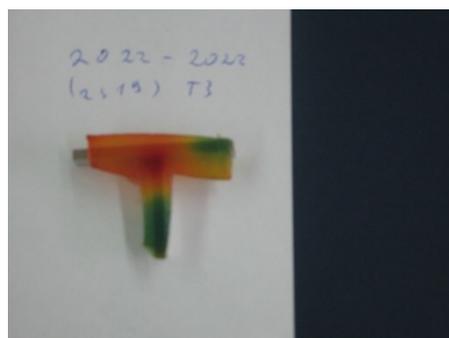
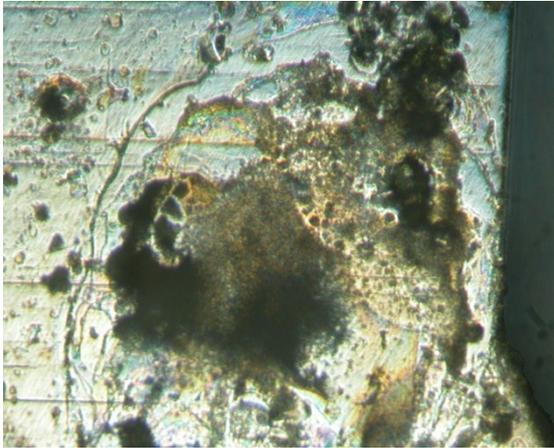


Figura 3-46. Gel test del giunto 2022-2022 C2319 T3 dopo 3 giorni dall'applicazione.

La colorazione rossa si estende, probabilmente a causa della diffusività degli ioni H^+ .

Da un'analisi al microscopio ottico si ricavano le seguenti immagini delle Figura 3-47 e Figura 3-48.



a)



b)

Figura 3-47. Giunto 2022-2022 C2319 T3 cordone (a) 600x e (b) 1500x.



a)



b)

Figura 3-48. Giunto 2022-2022 C2319 T3 (a) stringer 3000x e (b) skin 600x.

In Figura 3-47 si riscontra un attacco molto evidente da pitting e corrosione intergranulare sul cordone; quest'ultima risulta ben visibile con l'ingrandimento maggiore che mette in rilievo i grani parzialmente consumati. Su skin e stringer si evidenzia un attacco da pitting più o meno localizzato. L'analisi al S.E.M. consente di rilevare più approfonditamente gli attacchi sul cordone (Figura 3-49 e Figura 3-50).

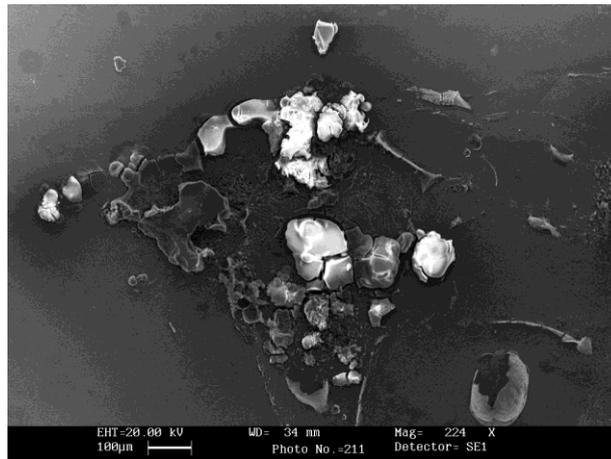


Figura 3-49. Giunto 2022-2022 C2319 T3 cordone.

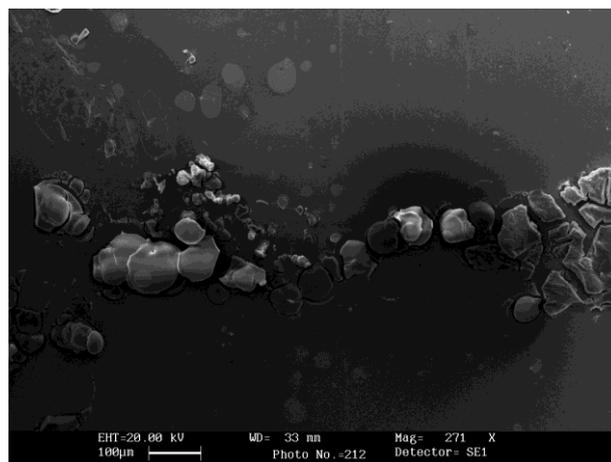


Figura 3-50. Giunto 2022-2022 C2319 T3 cordone.

In Figura 3-51 si riporta un'immagine al S.E.M. riscontrata sullo skin che mostra un inizio di corrosione intergranulare, probabilmente in presenza di precipitati a carattere catodico (a base di Cu).

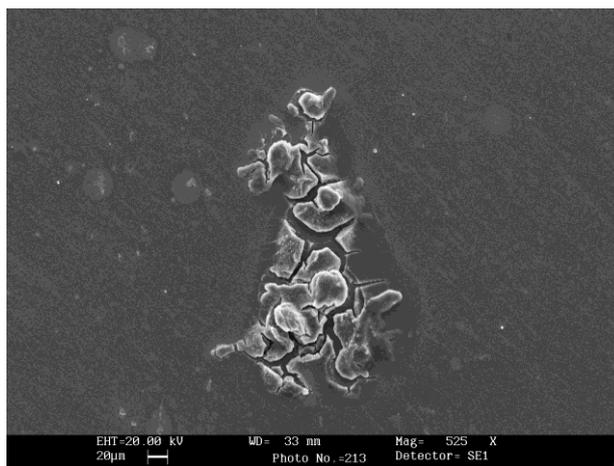


Figura 3-51. Giunto 2022-2022 C2319 T3 skin.

Paragrafo 3.6 - Giunto 2022 - 2022 con cordone 2319 e trattamento termico post-saldatura T8.

In Figura 3-52 sono rappresentate le prove di micropolarizzazione per skin, stringer e cordone di saldatura del giunto 2022-2022 2319 T8, che differisce dal precedente per il solo trattamento termico che, in tal caso, consiste in un invecchiamento artificiale.

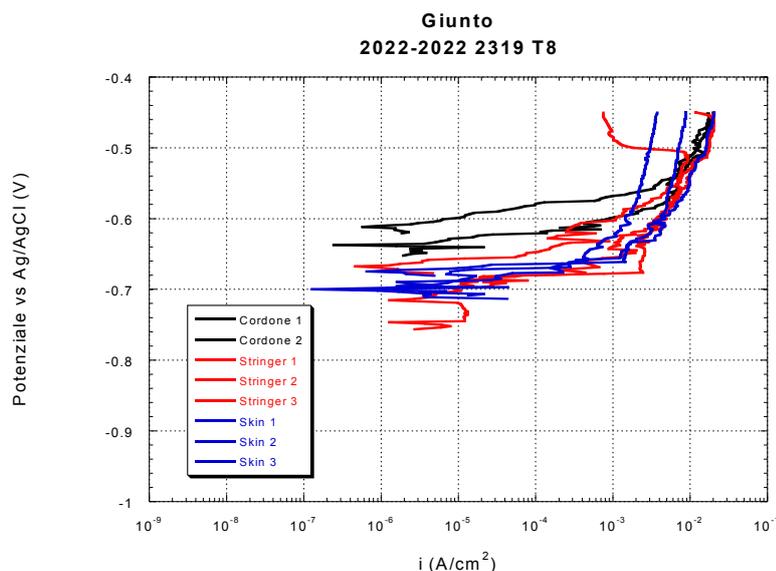


Figura 3-52. Curve di micropolarizzazione per il giunto 2022-2022 C2319 T8.

In Tabella 3-15 si riportano i valori dei potenziali di corrosione ottenuti dalle prove di ocp e le correnti di corrosione per le tre zone distinte, mediati su tutte le prove effettuate.

Tabella 3-15.

LEGA	E_{corr} (mV)	I_{corr} (A/cm ²)
2022 T8 Laminato	-695	2.90e-7
2022 T8 Laminato	-708	3.83e-7
2319 T8 Cordone	-621	9.02e-7

Per la lega 2022 T8 si rilevano potenziali di corrosione più bassi di circa 150 mV rispetto alla 2022 T3, cosa presumibilmente imputabile alla minore quantità di Cu disciolto in soluzione solida a causa dell' invecchiamento artificiale cui è sottoposto il materiale. Anche il cordone presenta un potenziale di corrosione più basso rispetto al T3 (per le stesse motivazioni), ma globalmente risulta, in tal caso, il più alto nell'ambito del giunto. Questo risultato è vantaggioso in quanto il cordone rappresenta l'area catodica del processo corrosivo. Le correnti di corrosione, come si può notare, sono confrontabili tra le varie zone. Non si riducono molto i ΔE di corrosione per le possibili coppie galvaniche come si osserva in Tabella 3-16.

Tabella 3-16.

Coppie galvaniche	ΔE_{corr}
Skin-Cordone	74
Stringer-Cordone	87

Dalle pendenze praticamente orizzontali delle curve di micropolarizzazione si evince che si è in condizioni di pitting già all' equilibrio per le tre zone. A verifica di ciò per la 2022 T8 si mettono a confronto le curve di micropolarizzazione in aerata con la curva di macropolarizzazione ottenuta in soluzione deaerata di NaCl al 3,5% in peso; il risultato è mostrato in Figura 3-53, dalla quale si ricava il potenziale di pitting (vedi Tabella 3-17):

Tabella 3-17.

LEGA	E_{corr} (mV)	E_{pitt} (mV)
2022 T8 Laminato	-702	-724

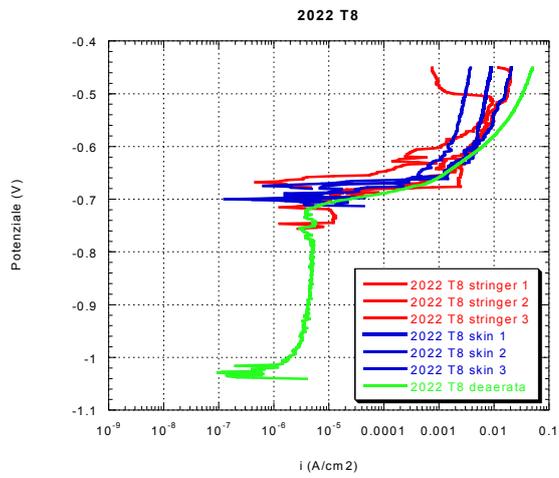
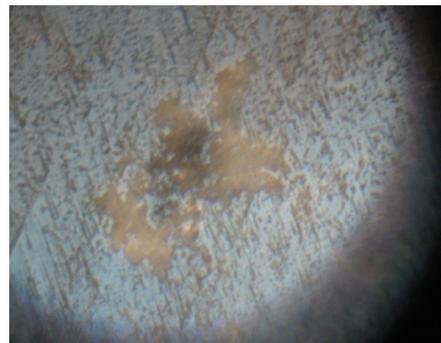


Figura 3-53. Confronto con deaerata per la lega 2022 T8 laminata.

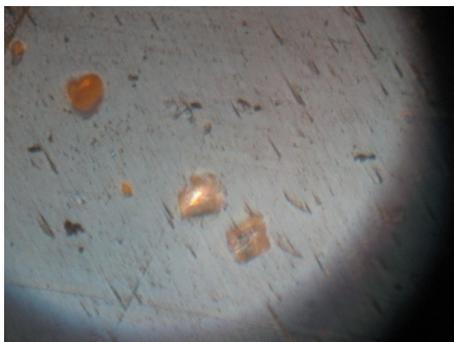
Le immagini rilevate al microscopio ottico evidenziano gli attacchi per pitting.



a)



b)

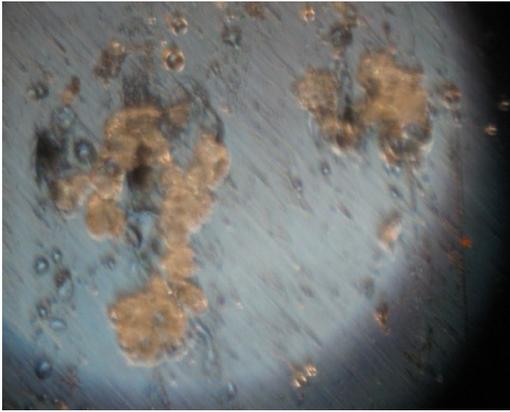


c)



d)

Figura 3-54. Giunto 2022-2022 C2319 T8 Ingr. 60x (a) skin 1, (b) skin 2, (c) stringer 1 e (d)stringer 2.



a)



b)

Figura 3-55. Giunto 2022-2022 C2319 T8 Ingr. 60x (a) cordone 1 e (b) cordone 2.

In Figura 3-56 è riportato il risultato del gel test per il giunto 2022-2022 C2319 T8, immediatamente dopo l'applicazione del gel.



Figura 3-56. Gel test del giunto 2022-2022 C2319 T8 subito dopo l'applicazione.

Si osserva che la zona del cordone è colorata di blu mentre si riscontrano piccole zone di colore rosso su skin e stringer. Sembra esserci piena corrispondenza con i risultati ottenuti con le prove di micropolarizzazione, dove il cordone presentava un potenziale di corrosione più alto di quelli relativi a skin e stringer, portandoci a pensare che esso costituisse l'area catodica del processo corrosivo. Dopo 3 giorni dall'applicazione del gel, si riscontra il seguente risultato rappresentato in Figura 3-57.

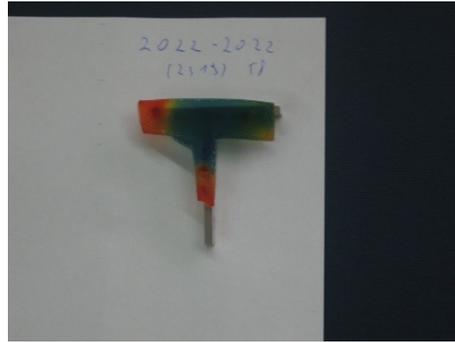


Figura 3-57. Gel test del giunto 2022-2022 C2319 T8 dopo 3 giorni dall'applicazione.

La colorazione blu si estende anche su una parte dello skin a causa, presumibilmente, di una forte attività catodica.

Le osservazioni al microscopio ottico mostrano un cordone quasi privo di grossi segni di corrosione a meno di un attacco da pitting all'interfaccia con lo skin (Figura 3-58), mentre lo skin e lo stringer risultano molto attaccati da pitting e corrosione intergranulare (Figura 3-59 e Figura 3-60).

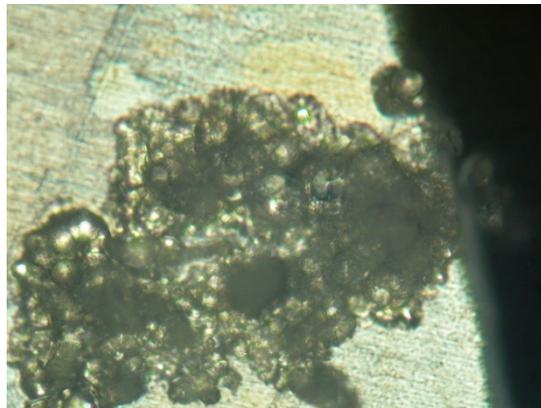
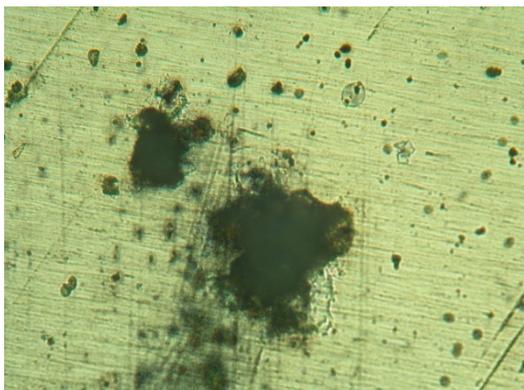
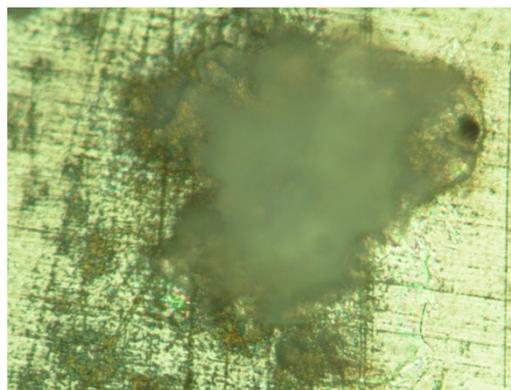


Figura 3-58. Giunto 2022-2022 C2319 T8 cordone – Ingr. 600X.

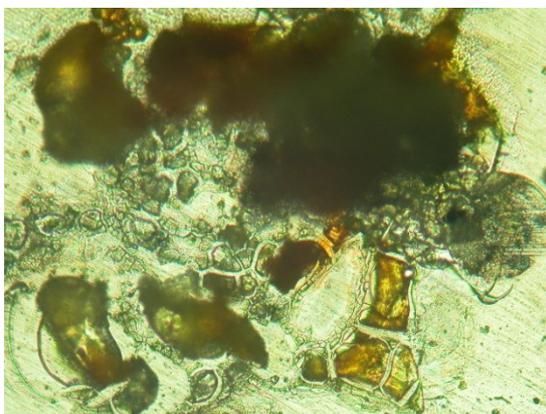


a)

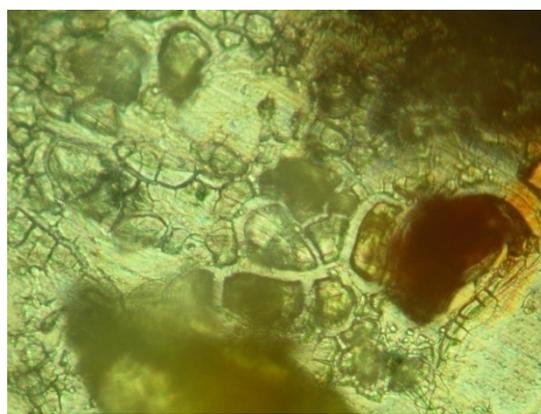


b)

Figura 3-59. Giunto 2022-2022 C2319 T8 stringer (a) 600x e (b) 1500x.



a)



b)

Figura 3-60. Giunto 2022-2022 C2319 T8 skin (a) 600x e (b) 1500x.

Si osservino, in Figura 3-60, i grani parzialmente consumati, presumibilmente a causa di precipitati a base di Al e Cu che si localizzano principalmente in corrispondenza dei bordi dei grani e che, nel caso di invecchiamento artificiale quale il T8, risultano presenti in maggiore quantità. Le osservazioni al S.E.M. confermano la presenza di attacchi su skin e stringer; in Figura 3-61 è riportato un attacco per pitting sullo skin, in presenza di precipitati a base di Al e Cl.

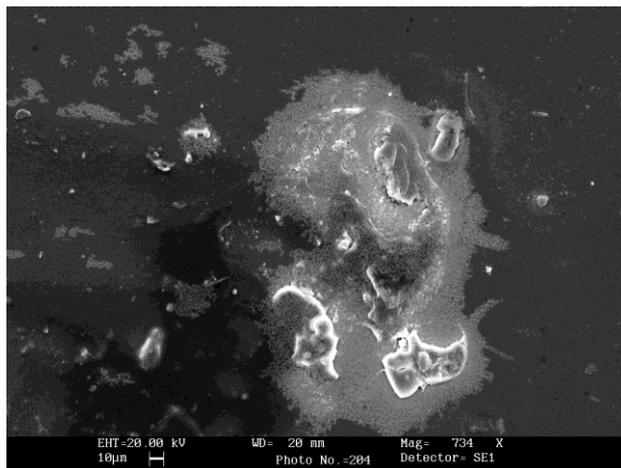


Figura 3-61. Giunto 2022-2022 C2319 T8 skin.

Paragrafo 3.7 - Giunto PA734 – 7475 T4 con cordone 4047.

In Figura 3-62 sono rappresentate le prove di micropolarizzazione per skin, stringer e cordone di saldatura del giunto PA734-7475 4047 T4.

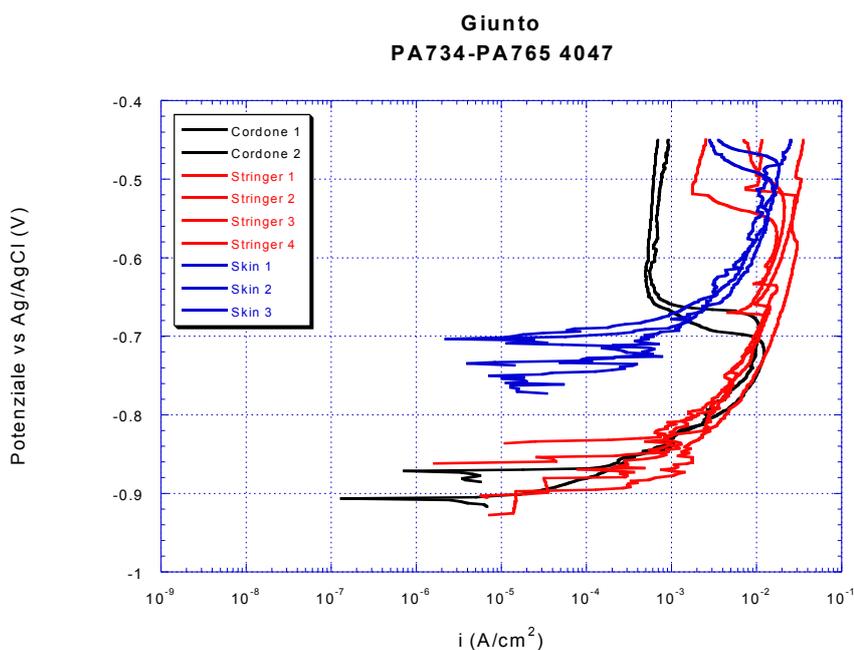


Figura 3-62. Curve di micropolarizzazione per il giunto PA734-7475 C4047 T4.

In Tabella 3-18 si riportano i valori dei potenziali di corrosione ottenuti dalle prove di ocp e le correnti di corrosione per le tre zone distinte, mediati su tutte le prove effettuate:

Tabella 3-18.

LEGA	E_{corr} (mV)	I_{corr} (A/cm ²)
PA734 Laminato	-726	6.74e-6
7475 Laminato	-879	6e-6
4047 Cordone	-893	1.81e-6

Si noti che il potenziale di corrosione del cordone assume il valore di quello dello stringer, cosa frequente nel caso di saldatura a mazzo laser e che tale valore risulta molto basso a causa della presenza di alte percentuali di zinco e magnesio (elementi di natura anodica) nella matrice metallica della lega 7475. Il potenziale di libera corrosione dello skin è più alto di circa 200 mV essendo più ridotta la presenza dei suddetti elementi. Si deduce, quindi, che la zona costituita dal cordone e dallo stringer rappresenta l'area anodica del processo corrosivo. In Tabella 3-19 sono riportati i ΔE di corrosione per le possibili coppie galvaniche:

Tabella 3-19.

Coppie galvaniche	ΔE_{corr}
Skin-Cordone	167
Stringer-Cordone	14

Si presenta un valore abbastanza rilevante per la coppia skin-cordone che può far pensare al pericolo di innesco del meccanismo di corrosione galvanica. La zona cordone-stringer è caratterizzata da una corrente di corrosione più bassa di circa un ordine di grandezza rispetto a quella dello skin.

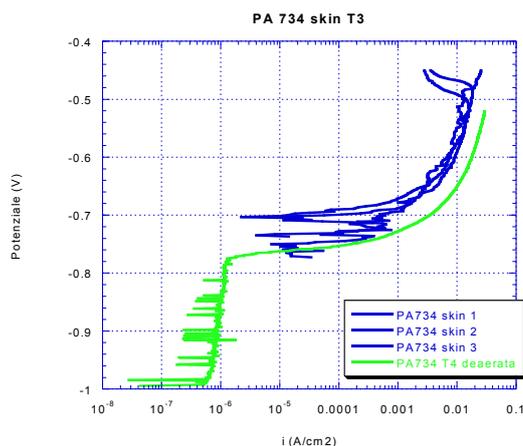


Figura 3-63. Confronto con deaerata per la lega PA734 T4 laminata.

Dal confronto tra le curve di micropolarizzazione in aerata e la curva di polarizzazione ottenuta in soluzione deaerata di NaCl al 3,5% in peso, si evince che lo skin PA734 è soggetto a corrosione da pitting già all'equilibrio, mentre lo stringer 7475 sembra manifestare una certa passività (vedi Figura 3-63 e Figura 3-64).

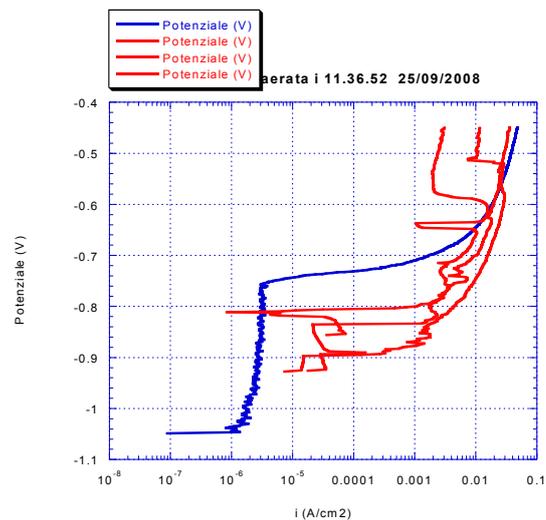


Figura 3-64. Confronto con deaerata per la lega 7475 T4 laminata.

In Tabella 3-20 si riportano i valori dei potenziali di pitting a confronto con quelli dei potenziali di libera corrosione.

Tabella 3-20.

LEGA	E_{corr} (mV)	E_{pit} (mV)
PA734 Laminato	-723	-778
7475 Laminato	-879	-756

Dalle osservazioni al microscopio ottico dei punti sottoposti a micropolarizzazione si evince la presenza di attacchi da pitting sulle tre zone.

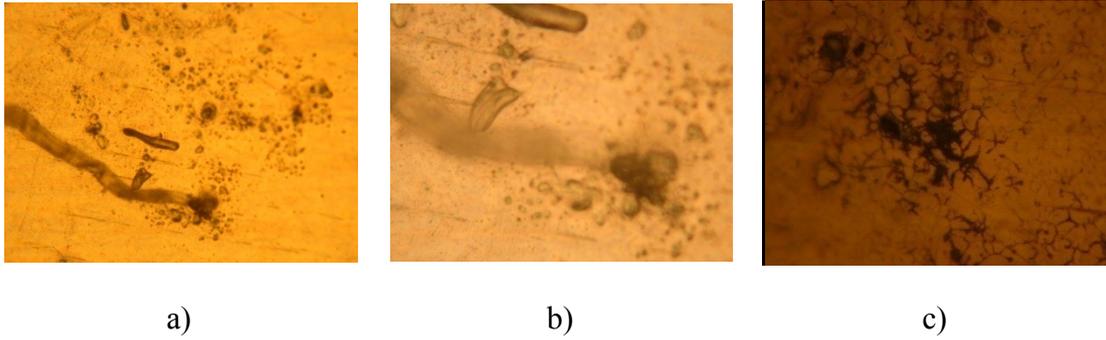


Figura 3-65. PA734-7475 C4047 T4 cordone Ingr. 600x (a), 1500x (b) e 3000x (c).

Nelle Figura 3-65 a) e b) è ben visibile un pit che sfocia in corrosione intergranulare estendendosi verso sinistra lungo un'unica direzione che, coincide con una zona adiacente i bordi dei grani, in corrispondenza dei quali si accumulano precipitati che indeboliscono le aree circostanti. In Figura 3-65 c) si osservano, nelle vicinanze di pits, grani di piccole dimensioni parzialmente consumati dall'azione corrosiva. Una grana di dimensioni ridotte è tipica dei materiali sottoposti a processi di saldatura, soggetti a fenomeni di ricristallizzazione in seguito al processo di fusione della zona.

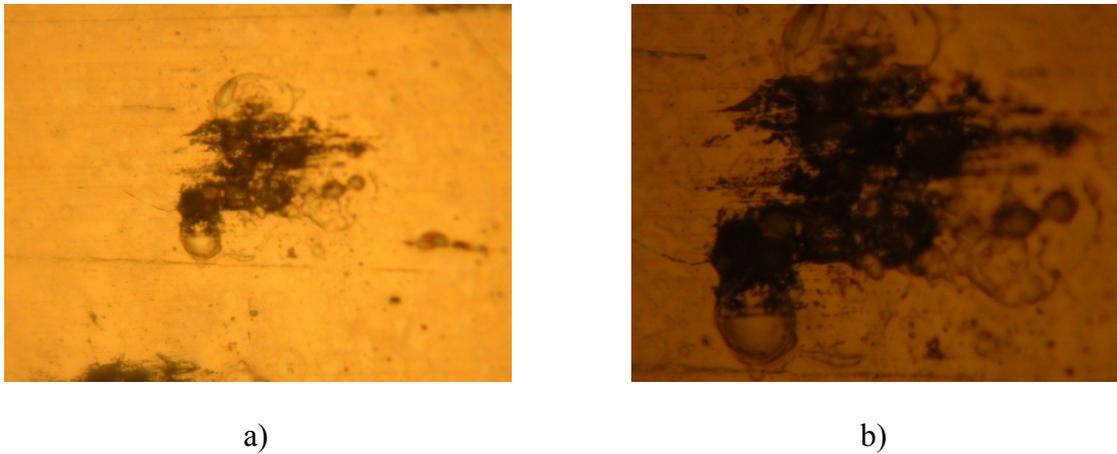
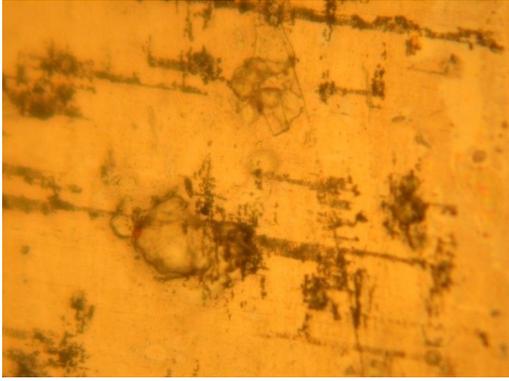
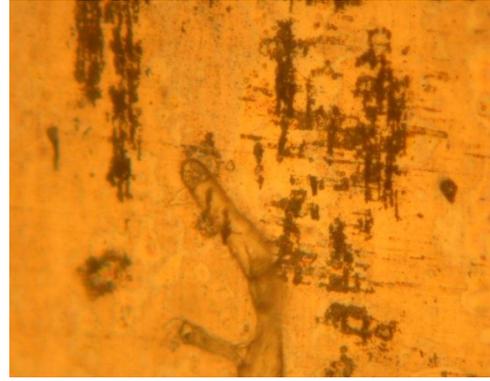


Figura 3-66. PA734-7475 C4047 T4 skin Ingr. 1500x (a), 3000x (b).



a)



b)

Figura 3-67. PA734-7475 C4047 T4 stringer Ingr. 1500x (a), 3000x (b).

Nelle Figura 3-66 e Figura 3-67 relative a skin e stringer si osserva una particolare morfologia di corrosione che presenta pits che sfociano in segni di corrosione allungati, coincidenti con zone adiacenti i bordi dei grani. Le leghe PA734 e 7475 presentano molti precipitati di natura anodica a base di Mg e Zn (principali alliganti), che danno luogo al meccanismo di corrosione sopra descritto. La forma allungata dei grani è legata al fatto che skin e stringer sono ottenuti mediante un processo di laminazione.

In Figura 3-68 è riportato il risultato del gel test per il giunto PA734-7475 C4047 T4, immediatamente dopo l'applicazione del gel.



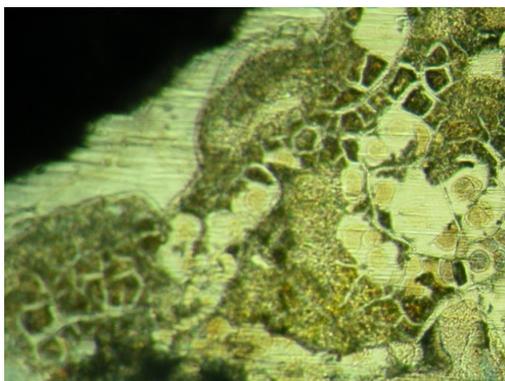
Figura 3-68. Gel test del giunto PA734-7475 C4047 T4 subito dopo l'applicazione.

Si osservi lo skin colorato leggermente di blu, mentre la zona costituita da stringer e cordone risulta caratterizzata da piccoli punti in rosso. Ciò conferma in pieno quanto ottenuto mediante le prove di micropolarizzazione dove si era registrato un potenziale di corrosione per il cordone e lo stringer più basso di quello relativo allo skin, inducendo a considerare lo skin come l'area catodica del processo corrosivo. Dopo tre giorni dall'applicazione del gel si osserva il seguente risultato, rappresentato in Figura 3-69.



Figura 3-69. Gel test del giunto PA734-7475 C4047 T4 dopo 3 giorni dall'applicazione.

Il gel risulta completamente colorato di rosso e la zona centrale del cordone sembra assumere una tonalità più intensa, probabilmente indice di una forte attività anodica in grado di diffondersi attraverso tutto il gel; d'altronde con le prove di micropolarizzazione si era ottenuto per il cordone un potenziale di corrosione di circa -900 mV, valore più basso tra le leghe esaminate. Dall'analisi al microscopio ottico si ricavano le immagini di Figura 3-70 e Figura 3-71.



a)

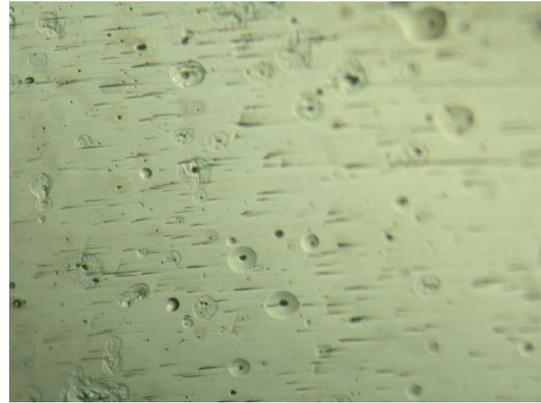


b)

Figura 3-70. Giunto PA734-7475 C4047 T4 cordone (a) 300x e (b) 600x.



a)



b)

Figura 3-71. Giunto PA734-7475 C4047 T4 (a) stringer 1500x e (b) skin 300x.

Si osservi la zona del cordone quasi completamente soggetta a corrosione per pitting e intergranulare molto spinta, ben visibile già con un ingrandimento di 100X (Figura 3-70), mentre skin e stringer presentano attacchi di entità molto più ridotta (Figura 3-71).

Esaminando il campione al S.E.M. si ricavano ulteriori informazioni per quanto riguarda la corrosione sul cordone, mostrate nelle seguenti immagini.

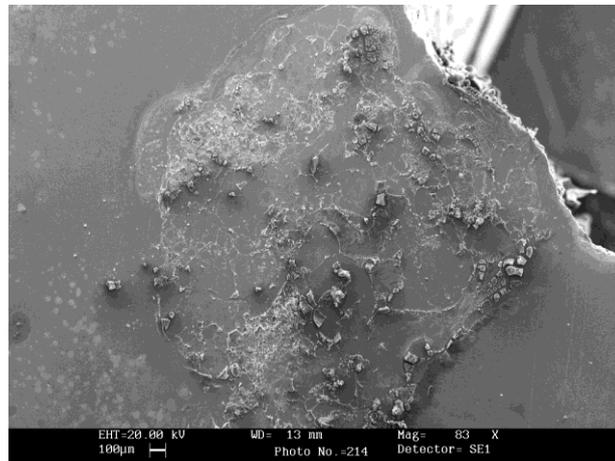


Figura 3-72. Giunto PA734-7475 C4047 T4 cordone.

In Figura 3-72 è rappresentata l'ampia zona soggetta ad attacco intergranulare, dove si evidenziano le dimensioni molto piccole dei grani, tipiche dei materiali sottoposti a processi di saldatura.

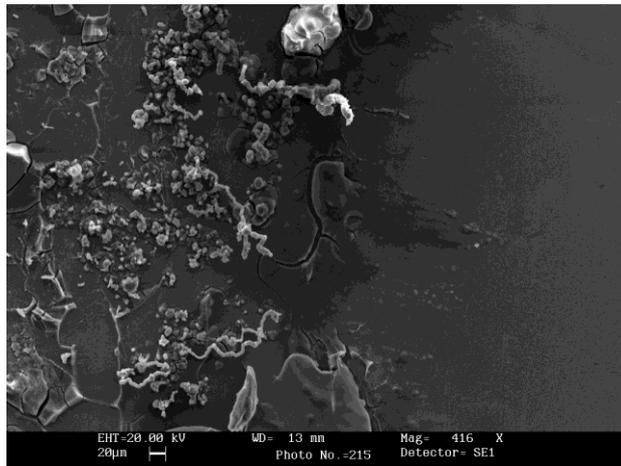


Figura 3-73. Giunto PA734-7475 C4047 T4 interfaccia cordone - skin.

In Figura 3-73 è rappresentata l'interfaccia cordone-skin dove si può notare il passaggio da grani di grandi dimensioni sullo skin a grana più fine sul cordone.

Paragrafo 3.8 - Giunto PA734 - 7475 T4 con cordone 5356.

In Figura 3-74 sono rappresentate le curve di micropolarizzazione ottenute per il giunto PA734-7475 C5356 T4, che differisce dal precedente per il diverso materiale d'apporto con cui è realizzata la saldatura:

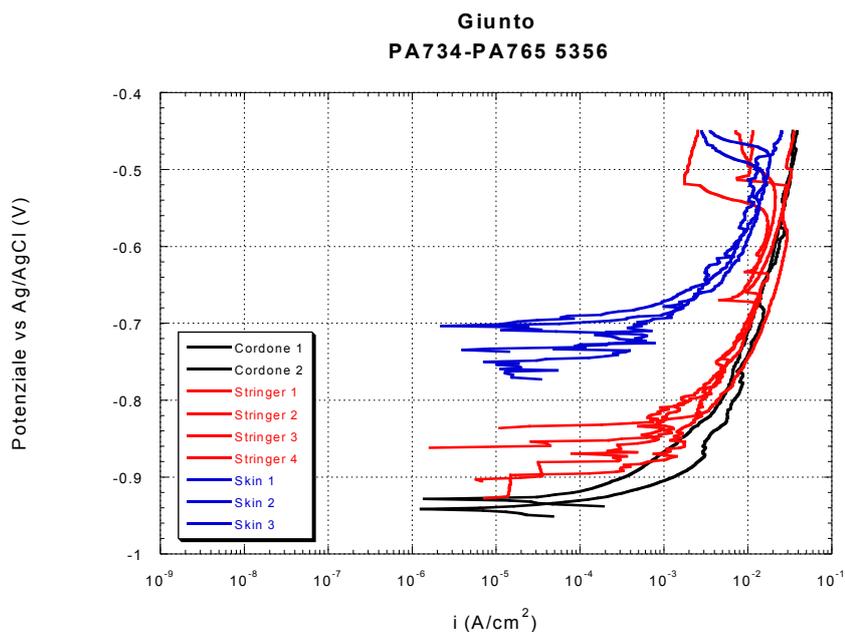


Figura 3-74. Curve di micropolarizzazione per il giunto PA734-7475 C4047 T4.

Dalle prove di ocp si ricavano i potenziali di libera corrosione riportati in Tabella 3-21 assieme alle correnti di corrosione, mediati su tutte le prove effettuate:

Tabella 3-21.

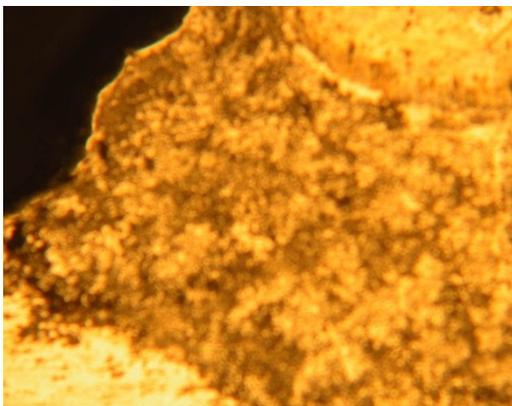
LEGA	E_{corr} (mV)	I_{corr} (A/cm ²)
PA734 Laminato	-726	6.74e-6
7475 Laminato	-879	6e-6
5356 Cordone	-934	2.33e-5

Si presenta un potenziale per il cordone ancora più basso di quello del 4047 del precedente giunto, riconducibile alla presenza nella 5356 di un 5% circa di Mg (elemento a carattere anodico). In ogni caso, esso si presenta simile a quello dello stringer come può accadere per questo tipo di saldatura. Aumentano, sebbene di poco, i ΔE di corrosione per le possibili coppie galvaniche, riportati in Tabella 3-22.

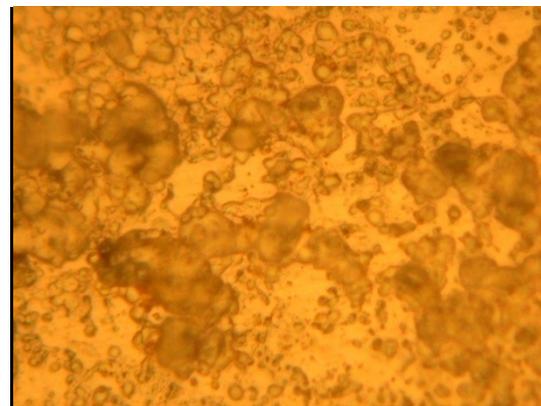
Tabella 3-22.

Coppie galvaniche	ΔE_{corr}
Skin-Cordone	208
Stringer-Cordone	55

Dalle osservazioni al microscopio ottico dei punti sottoposti a micropolarizzazione si evince la presenza di attacchi da pitting sulle tre zone.



a)

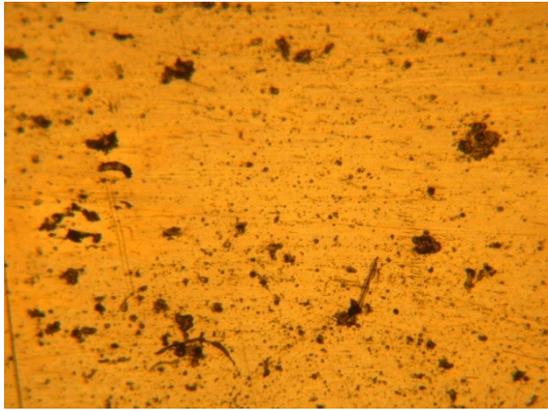


b)

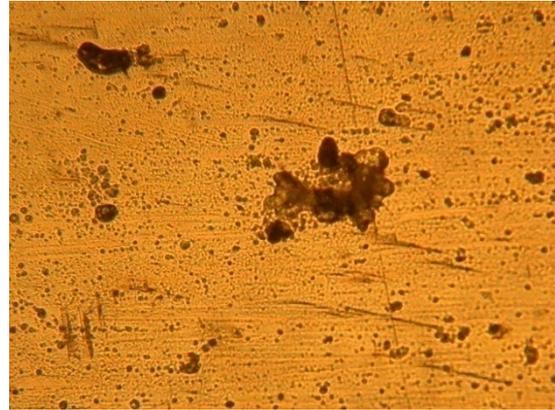
Figura 3-75. PA734-7475 C4047 T4 cordone Ingr. 150x (a), 3000x (b).

In Figura 3-75 si osserva una corrosione molto spinta sul cordone che investe completamente la superficie interessata, tanto da rendere difficile la visualizzazione al microscopio. Ciò si può spiegare considerando che la lega 5356 è caratterizzata da una alta concentrazione in Mg che, essendo un elemento di natura anodica, rende il materiale molto instabile. Inoltre, la presenza di

precipitati a base di Mg innesca un meccanismo di pitting sul precipitato stesso e, una volta consumatolo, continua l'azione corrosiva anche secondo una diversa morfologia, quale corrosione intergranulare a partire da quella zona.

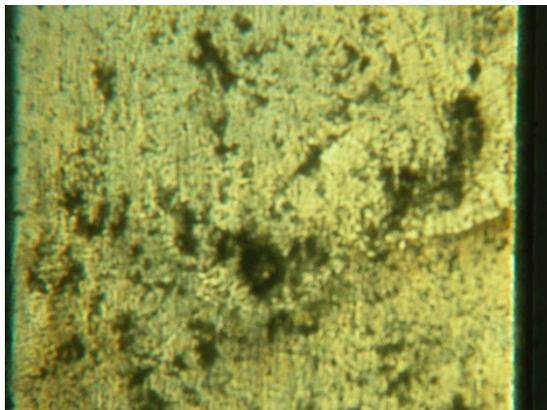


a)

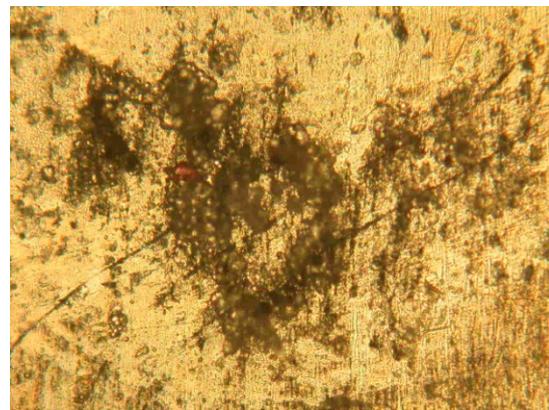


b)

Figura 3-76. Giunto PA734-7475 C4047 T4 skin Ingr. 300x (a), 600x (b).



a)



b)

Figura 3-77. Giunto PA734-7475 C4047 T4 stringer Ingr. 150x (a), 600x (b).

Si noti che lo stringer risulta molto più corrosivo dello skin (come si poteva prevedere dalla sola analisi delle micropolarizzazioni), presumibilmente a causa del maggiore contenuto di alliganti a carattere anodico rispetto allo skin. In Figura 3-77b si osserva sullo stringer una corona circolare molto corrosa, caratterizzata da molti pits allineati; si può ipotizzare che si tratti della zona

adiacente al bordo di un grano in corrispondenza del quale si accumulano precipitati a base di Zn o Mg che innescano il meccanismo pocanzi descritto.

In Figura 3-78 è riportato il risultato del gel test per il giunto PA734-7475 C5356 T4, immediatamente dopo l'applicazione del gel.



Figura 3-78. Gel test del giunto PA734-7475 C5356 subito dopo l'applicazione.

Si osservi lo skin colorato di blu e la zona del cordone e dello stringer caratterizzata da piccoli punti di colore rosso. Tale risultato sembra coincidere con quello ottenuto con le prove di micropolarizzazione, dove si registra un potenziale di corrosione più basso per stringer e cordone rispetto allo skin. Dopo tre giorni dall'applicazione del gel, si riscontra il seguente risultato, riportato in Figura 3-79.



Figura 3-79. Gel test del giunto PA734-747 C5356 T4 dopo 3 giorni dall'applicazione.

Si noti come tutto il gel si colora di rosso, con il cordone che presenta una tonalità più scura, indice, probabilmente, di una forte attività catodica, come riscontrato nel giunto precedente.

Dalle osservazioni al microscopio ottico si ricavano le immagini di Figura 3-80 e Figura 3-81.

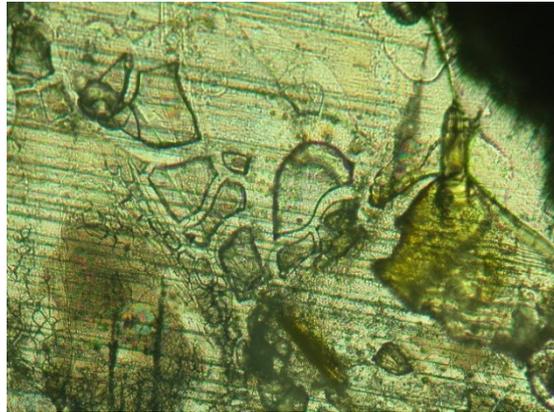
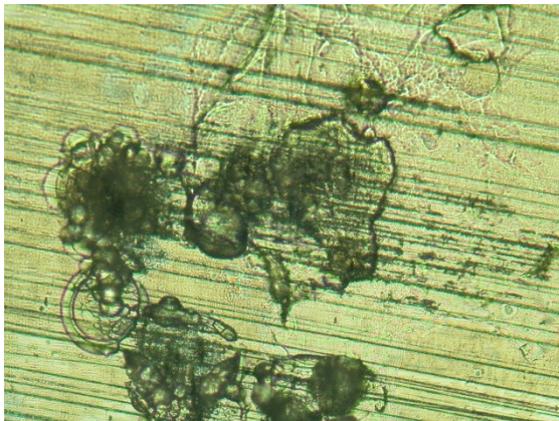
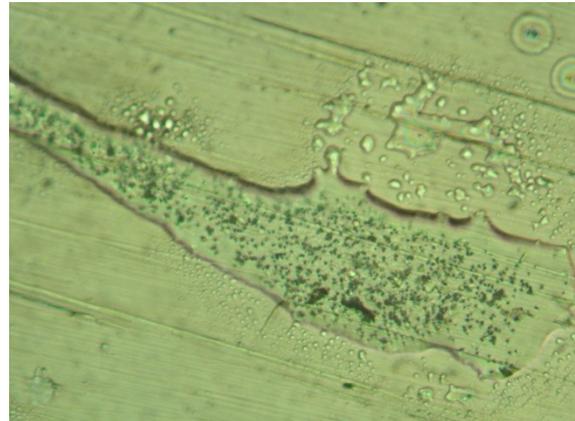


Figura 3-80. Giunto PA734-7475 C5356 T4 cordone – Ingr. 600X.



a)



b)

Figura 3-81. Giunto PA734-7475 C5356 T4 a)stringer 600x b)1500x.

Si presentano attacchi per pitting sullo stringer e corrosione intergranulare sul cordone, mentre sullo skin si riscontrano pochi attacchi localizzati. Con l'analisi al S.E.M. si ricavano ulteriori informazioni sulla zona del cordone, praticamente "distrutta" dall'azione corrosiva.

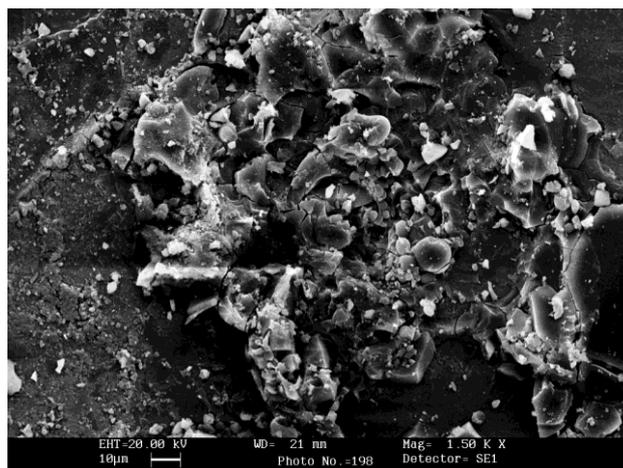


Figura 3-82. Giunto PA734-7475 C5356 T4 cordone.

In Figura 3-82 è in evidenza un pit e, nella zona circostante il pitting, si osserva già l'attacco intergranulare che risulta molto ben visibile in Figura 3-83.

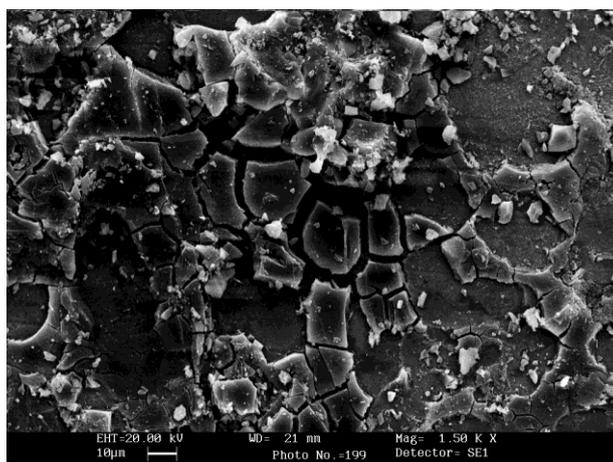


Figura 3-83. SEM di giunto PA734-7475 C5356 T4 cordone.

In Figura 3-84 è rappresentata l'interfaccia cordone-skin dove è molto evidente la presenza di precipitati legati alla corrosione che avviene sul cordone. E' da notare il passaggio da grana di grandi dimensioni sullo skin a grana più fine sul cordone.

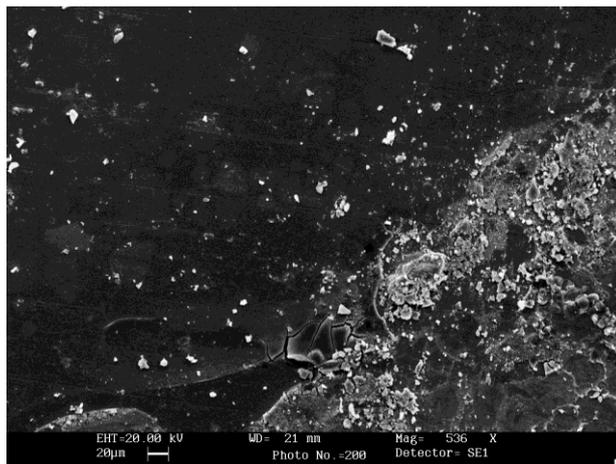


Figura 3-84. SEM di giunto PA734-7475 C5356 T4 dell'interfaccia cordone - skin.

Capitolo 4 – Risultati sperimentali saldati per attrito.

Nel presente capitolo ciò che si è proceduto invece a variare sono stati i parametri del processo FSW ed in particolare la velocità di avanzamento, al fine di valutare per la specifica lega di alluminio in esame quali potessero essere le variazioni del potenziale di libera corrosione e del potenziale di pitting, cui le leghe di alluminio sono suscettibili, ad essa associate.

Date le peculiari caratteristiche del processo FSW sono state realizzate prove elettrochimiche in diverse zone lungo la sezione dei giunti saldati, al fine di valutare se ci fossero punti privilegiati di innesco per le diverse morfologie di fenomeni corrosivi. In tal modo è possibile valutare se il processo di saldatura FSW ha incrementato la resistenza alla corrosione in alcune zone rispetto al materiale base e se la particolare geometria di giunzione risulti essere penalizzata dall'innesco di particolari forme di corrosione legate alla non perfetta continuità metallurgica nella zona di giunzione.

Ogni punto di discontinuità metallografica potrebbe per questo tipo di giunzione rappresentare un punto di corrosione per fenomeno crevice, da osservare congiuntamente alle problematiche già esposte per i giunti LBW. Per tale motivo le prove elettrochimiche sono state effettuate in sette diverse zone lungo la sezione dei giunti saldati, come appare visibile dalla Figura 4-1.

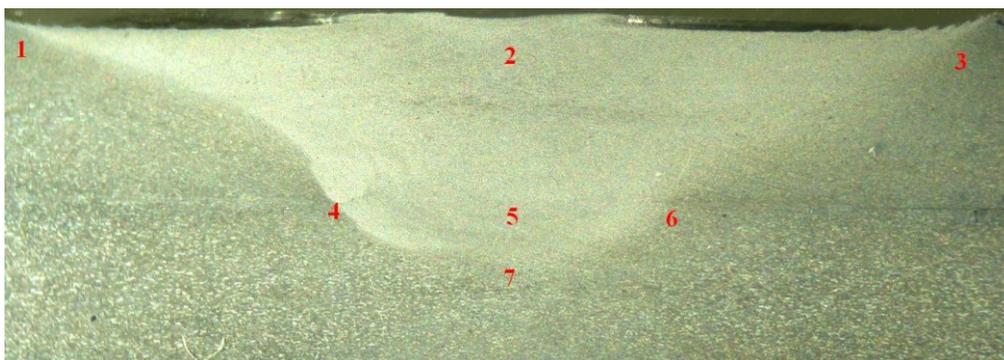


Figura 4-1. Schema della disposizione delle misure sulla sezione del giunto.

Tali zone sono state denominate come segue:

Retreating, per indicare il lato retreating lungo il cordone di saldatura.

Nugget, per indicare la nugget zone lungo in cordone di saldatura.

Advancing, per indicare il lato advancing lungo il cordone di saldatura.

Retreating md, per indicare il lato retreating lungo la zona di giunzione.

Nugget md, per indicare la nugget zone lungo la zona di giunzione.

Advancing md, per indicare il lato advancing lungo la zona di giunzione.

Nugget deep, per indicare la parte più inferiore della nugget zone.

Per ognuna delle singole zone sono state ripetute le prove per tre volte in tempi diversi al fine di confrontare e confermare i dati ottenuti. Infatti a causa della piccola variabilità introdotta dal sistema di misura una eventuale non ripetibilità dei dati sarebbe imputabile soltanto all'azione di fattori deterministici, quali ad esempio l'innesco di una tipologia di fenomeno corrosivo di natura diversa.

Come già visto nel precedente capitolo, ogni misura di polarizzazione è stata preceduta da una misura di potenziale a circuito aperto (OCP) della durata di 60 secondi al fine di valutare l'evoluzione naturale nel tempo del potenziale di libera corrosione.

Per tale motivo si analizzeranno dapprima le prove di OCP e solo successivamente si forniranno indicazioni circa le curve di polarizzazione anodica, effettuate partendo da un potenziale iniziale di $-0,01$ V rispetto al potenziale a circuito aperto fino ad un valore di $-0,45$ V relativamente al potenziale dell'elettrodo di riferimento in argento/cloruro di argento. La velocità di scansione per le prove potenziodinamiche è stata fissata in $0,5$ mV/s.

Paragrafo 4.1 – Giunto FSW overlap AA 2024 – AA 2024 T3

Il giunto LB, saldato con una velocità di avanzamento pari ad 115 mm/min, risulta essere caratterizzato dai seguenti valori di OCP, mostrati sul box plot di Figura 4-2 e riassunti in Tabella 4-1.

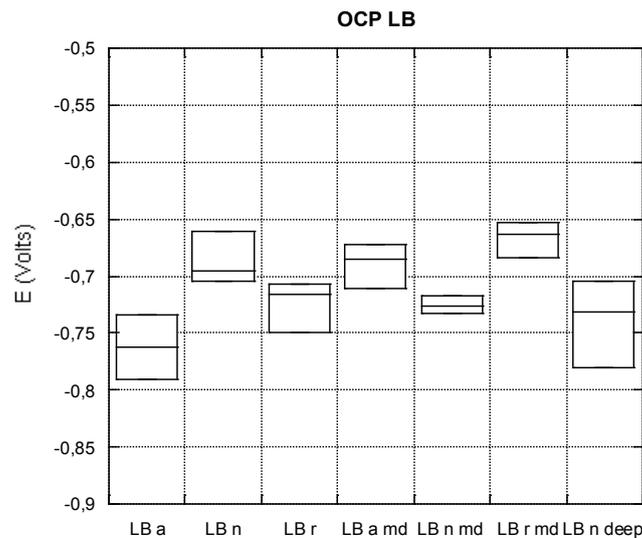


Figura 4-2. OCP del giunto LB

E' possibile notare come i più alti valori del potenziale di libera corrosione spettino alla nugget zone, all'advancing middle ed al retreating middle a conferma che la ricristallizzazione dei grani nella nugget zone ha contribuito ad aumentare oltre alle proprietà meccaniche anche quelle elettrochimiche e che una saldatura più calda diminuisce la probabilità di innesco di fenomeni corrosivi di tipo crevice in quanto è garantita una migliore continuità metallurgica del materiale lungo la zona di giunzione.

All'aumentare della velocità di avanzamento notiamo come i valori degli OCP tendano a diminuire, indice questo di un aumento della suscettibilità alla corrosione del materiale. Il giunto LA, infatti, saldato con velocità di avanzamento pari a 165 mm/min, presenta valori di OCP mostrati sul box plot di Figura 4-3 e riassunti in Tabella 4-2.

Tabella 4-1. Valori medi degli OCP per il giunto LB

Giunto LB	A	n	R	a md	n md	r md	n deep
Prova 1	-0,790	-0,661	-0,707	-0,711	-0,717	-0,684	-0,705
Prova 2	-0,734	-0,695	-0,749	-0,672	-0,730	-0,653	-0,780
Prova 3		-0,705	-0,716	-0,686	-0,726	-0,663	-0,732
Media OCP	-0,762	-0,687	-0,724	-0,690	-0,724	-0,667	-0,739

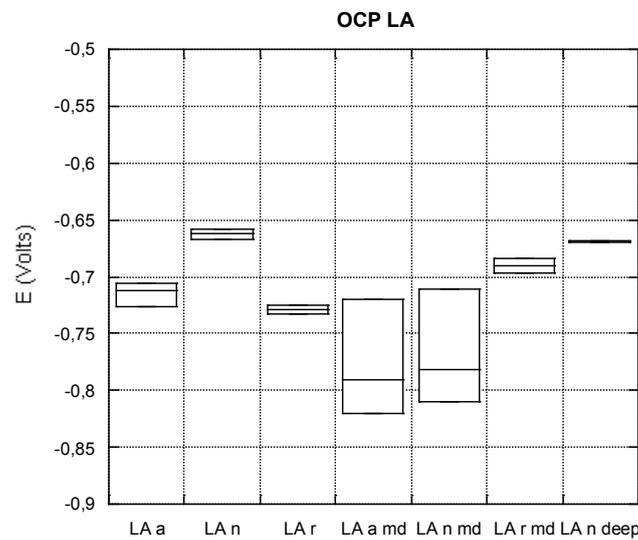


Figura 4-3. OCP del giunto LA.

Come è possibile notare i più alti valore dell'OCP spettano alla nugget zone ed al nugget deep, sintomo questo, ancora una volta, che la ricristallizzazione dei grani nella nugget zone ne abbia aumentato la resistenza alla corrosione. Quanto al nugget deep è altresì possibile che il mescolamento con parte del materiale abbia contribuito ad aumentarne il potenziale.

Si vede, infine, come all'aumentare della velocità di avanzamento decadano notevolmente le proprietà del materiale lungo la zona di giunzione, sia in termini di resistenza meccanica sia in termini di resistenza alla corrosione: ciò può essere dovuto ad un innesco di fenomeni corrosivi di tipo interstiziale.

Tabella 4-2. Valori medi degli OCP per il giunto LA.

Giunto LA	A	n	R	a md	n md	r md	n deep
Prova 1	-0,712	-0,658	-0,729	-0,790	-0,781	-0,684	-0,670
Prova 2	-0,706	-0,667	-0,733	-0,820	-0,810	-0,697	-0,668
Prova 3	-0,727		-0,725	-0,720	-0,711		
Media OCP	-0,715	-0,663	-0,729	-0,777	-0,767	-0,691	-0,669

Da quanto visto sarebbe lecito attendersi che il giunto LC, realizzato utilizzando una velocità di avanzamento pari a 230 mm/min, sia caratterizzato da valori del potenziale di libera corrosione ancora più bassi. Al contrario, osserviamo che aumentando nuovamente la velocità di avanzamento si assiste ad una diminuzione della suscettibilità alla corrosione in quanto gli OCP del giunto LC tendono a mostrare significativi miglioramenti rispetto alla condizione che gli compete alla velocità immediatamente inferiore. I risultati delle prove sono visibili sia nel box plot di Figura 4-4 sia in Tabella 4-3.

In questo caso però la nugget zone sembra avere una pessima resistenza alla corrosione, in quanto ad essa competono i potenziali più bassi. Quanto alla retreating middle zone sembra molto plausibile la possibilità che si possano generare fenomeni corrosivi di crevice date l'elevata velocità di saldatura cui è soggetto il giunto LC.

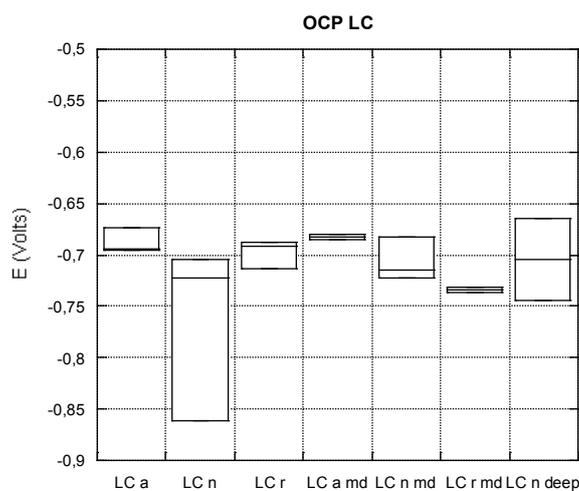


Figura 4-4. OCP del giunto LC.

Tabella 4-3. Valori medi degli OCP per il giunto LC.

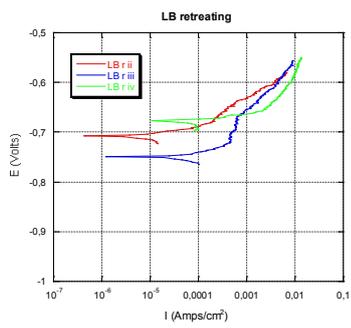
Giunto LC	A	N	R	a md	n md	r md	n deep
Prova 1	- 0,696	- 0,722	- 0,688	- 0,685	- 0,715	- 0,736	- 0,665
Prova 2	- 0,694	- 0,704	- 0,714	- 0,680	- 0,682	- 0,731	- 0,744
Prova 3	- 0,673	- 0,861	- 0,692		- 0,723		
Media OCP	- 0,688	- 0,762	- 0,698	- 0,683	- 0,707	- 0,734	- 0,705

Ricordiamo, tuttavia, che questa prima analisi sui potenziali a circuito aperto deve essere seguita da uno studio minuzioso delle misure di polarizzazione anodica e del gel test, entrambe prove in grado di confermare o smentire i risultati di questa analisi preliminare. Infatti potrebbe verificarsi che il giunto LC presenti, in un intorno della nugget zone, fenomeni di passività che lo proteggano da ulteriori attacchi quando si trova a contatto con ambienti aggressivi.

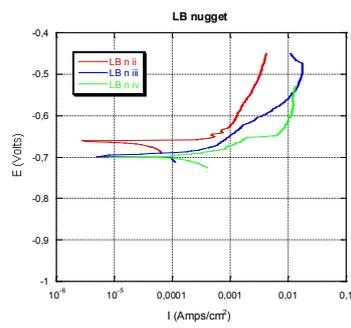
Di seguito vengono riportati i grafici delle prove potenziodinamiche relative al giunto LB cui compete una velocità di saldatura più bassa, e quindi più calda.

Come è possibile osservare dalla Figura 4-5 il giunto saldato presenta, praticamente in tutte le zone soggette a misurazione, un andamento suscettibile al pitting in soluzione aggressiva già al potenziale di equilibrio. Questo è dovuto sia alla scelta di adoperare una soluzione aerata di NaCl al 3,5 % in massa sia alle peculiari caratteristiche delle leghe di alluminio.

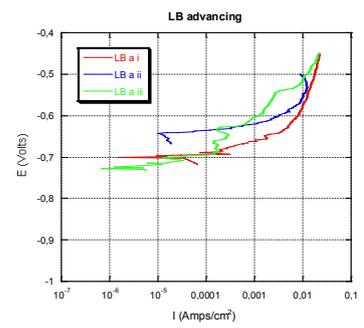
Soltanto lungo il lato advancing del cordone di saldatura e lungo il nugget deep sembrano innescarsi dei fenomeni di passività, anche se piuttosto deboli. Infatti le zone che presentano potenziali di pitting più elevati, e che quindi resistono maggiormente alla corrosione, sono la nugget zone ed il retreating middle; queste, inoltre, sono caratterizzate da potenziali elettrochimici mediamente più elevati rispetto al materiale base mentre le zone restanti presentano valori del potenziale di libera corrosione e di pitting molto più simili ad esso.



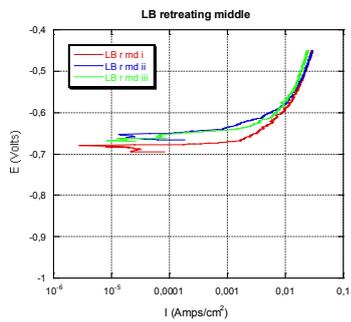
a)



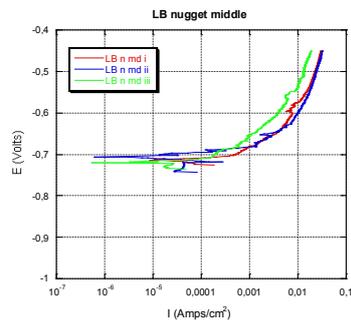
b)



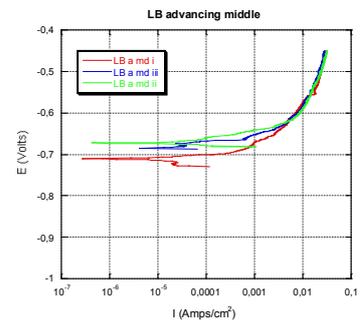
c)



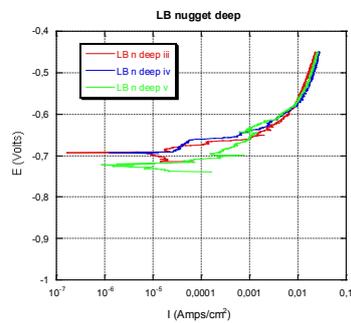
d)



e)



f)



g)

Figura 4-5. Curve di polarizzazione anodica del giunto LB.

In Figura 4-6 viene riportata una curva rappresentativa del comportamento catodico ed anodico del materiale tal quale.

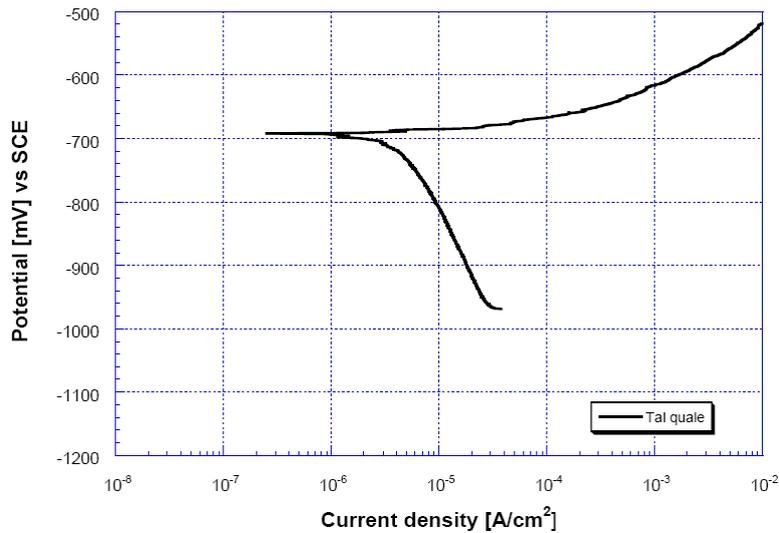


Figura 4-6. Curva di polarizzazione anodica della lega 2024 – T3.

Da quanto visto emerge chiaramente che non esistono nel giunto saldato punti privilegiati di innesco per i fenomeni corrosivi e che quindi il giunto LB tenderà a corrodersi per pitting in maniera piuttosto uniforme e generalizzata in tutte le zone. Soltanto il nugget middle presenta potenziali inferiori al materiale base, seppur di soli 15 – 20 mV, per cui potrebbe rappresentare un punto privilegiato di innesco per un fenomeno corrosivo di tipo interstiziale qualora durante il processo di saldatura non si sia creata una buona continuità metallurgica.

Ciò risulta ancora più evidente se si confrontano i potenziali di pitting delle varie zone attraverso il box plot di Figura 4-7 o tramite la Tabella 4-4, in cui per una maggiore agilità di lettura sono stati riportati sotto forma numerica.

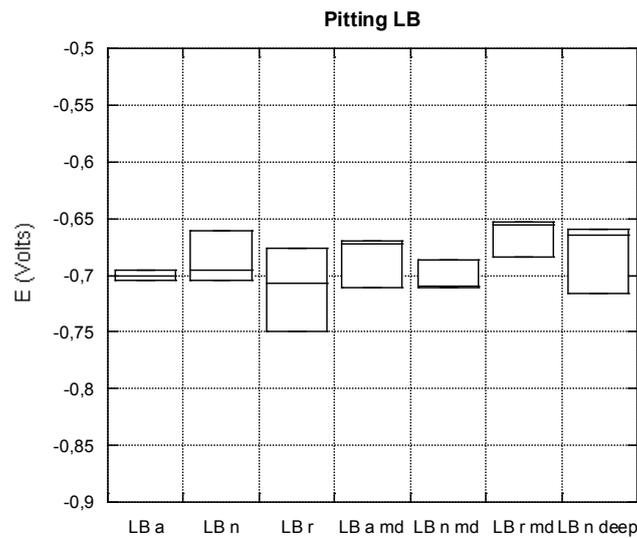


Figura 4-7. Potenziali di pitting del giunto LB.

Tabella 4-4. Valori medi dei potenziali di pitting per il giunto LB.

Giunto LB	A	n	R	a md	n md	r md	n deep
Prova 1	-0,705	-0,661	-0,707	-0,711	-0,710	-0,684	-0,678
Prova 2	-0,698	-0,695	-0,749	-0,672	-0,706	-0,653	-0,665
Prova 3		-0,705	-0,676	-0,670	-0,720	-0,655	-0,716
Media Pitting	-0,702	-0,687	-0,711	-0,684	-0,712	-0,664	-0,686

La grande nobiltà elettrochimica mostrata dalla nugget zone è palesemente dovuta all'arricchimento di rame in tale zona: da quanto anticipato nei precedenti capitoli, ci si rende conto di come sia la tipica struttura frutto della particolare distribuzione di particelle catodiche di seconda fase, come Al_2Cu e Al_2CuMg , a determinare il miglioramento delle caratteristiche elettrochimiche della nugget zone rispetto al metallo di partenza.

Non è possibile, invece, fare alcuna considerazione circa le caratteristiche del lato in concordanza e di quello in discordanza in quanto presentano valori praticamente coincidenti tra loro ed al materiale tal quale.

Nel precedente paragrafo avevamo notato come all'aumentare del valore della velocità di avanzamento le misure di OCP fornissero risultati peggiori rispetto a saldature più calde: era questo il caso del giunto LA, realizzato utilizzando velocità di avanzamento pari ad 165 mm/min rispetto ai 115 mm/min del giunto più caldo (LB).

Per poter confermare questo dato si rende necessario analizzare le curve di polarizzazione anodica del giunto LA, riportate nella Figura 4-8.

Come è possibile osservare il giunto saldato presenta un comportamento sensibilmente diverso rispetto al caso precedente in quanto è caratterizzato da una maggiore tendenza a ricoprirsi di uno strato protettivo di ossido in particolar modo lungo nugget zone, il nugget middle ed l'advancing middle.

Inoltre, fermo restando la zona soggetta a misurazione, i risultati hanno mostrato un diverso comportamento al variare delle singole prove effettuate: ad esempio, lungo il nugget middle la curva verde indica un andamento suscettibile al pitting già al potenziale di equilibrio, la curva blu indica la formazione di uno strato di ossido molto resistente che tenderebbe a proteggere il materiale, mentre la curva rossa mostra una corrosione generalizzata seguita da un innesco del fenomeno del pitting.

Allo stesso modo nell'advancing middle zone notiamo un fenomeno corrosivo per pitting già al potenziale di equilibrio (curva verde), un fenomeno corrosivo completamente di tipo intergranulare (curva rossa) e corrosione intergranulare seguita da un innesco del fenomeno di pitting (curva blu).

Quanto detto non permette dunque di trarre conclusioni univoche circa la bontà delle proprietà elettrochimiche del giunto: è possibile affermare come soltanto la nugget zone presenti potenziali più elevati e dunque una minore suscettibilità alla corrosione.

Le altre zone, in particolar modo l'advancing ed il retreating, presentano valori del potenziale di pitting inferiori a quelli del metallo base per cui, nel caso di applicazioni reali, saranno queste zone a corrodersi per prima.

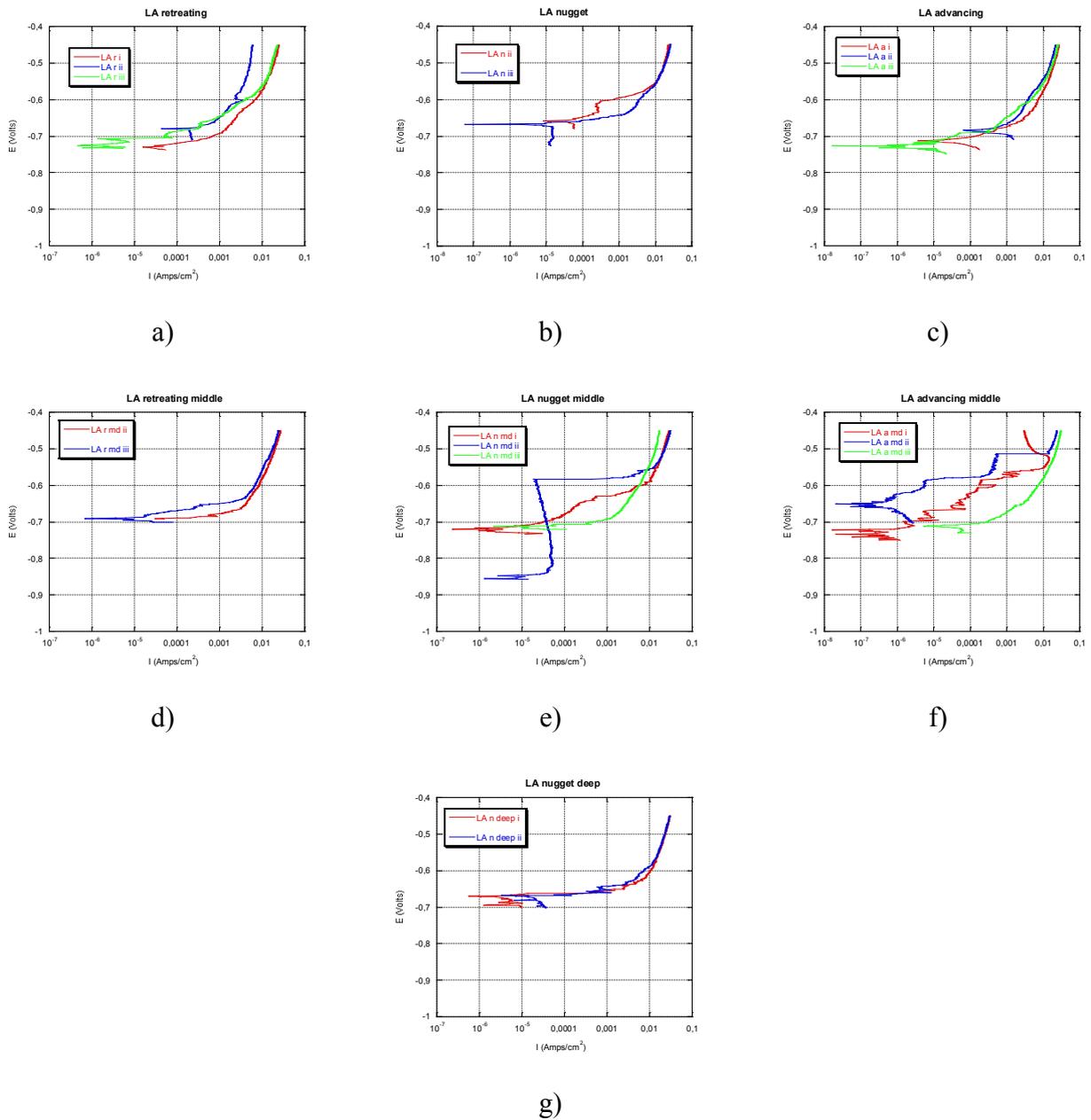


Figura 4-8. Curve di polarizzazione anodica del giunto LA.

Ciò risulta ancora più evidente se si confrontano i potenziali di pitting delle varie zone attraverso il box plot di Figura 4-9 oppure analizzando direttamente i valori numerici presentati in Tabella 4-5.

Tabella 4-5. Valori medi dei potenziali di pitting per il giunto LA.

Giunto LA	A	n	R	a md	n md	r md	n deep
Prova 1	-0,712	-0,614	-0,729	-0,584	-0,650	-0,684	-0,670
Prova 2	-0,685	-0,667	-0,678	-0,587	-0,585	-0,697	-0,668
Prova 3	-0,688		-0,726	-0,712	-0,711		
Media Pitting	-0,695	-0,641	-0,711	-0,628	-0,649	-0,691	-0,669

Questo visto significa che, a differenza del caso precedente, esistono nel giunto saldato punti privilegiati di innesco per i fenomeni corrosivi e che quindi il giunto LA tenderà a corrodersi per pitting in maniera piuttosto rapida proprio lungo il cordone, fatta eccezione per la zona di ricristallizzazione dinamica in cui la particolare distribuzione di particelle catodiche di seconda fase, come Al_2Cu e Al_2CuMg , ne determina il miglioramento delle caratteristiche elettrochimiche anche rispetto al materiale di partenza stesso.

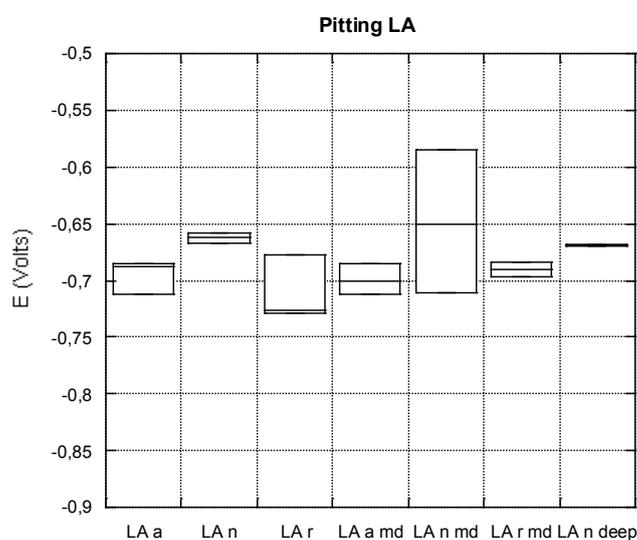


Figura 4-9. Potenziali di pitting del giunto LA.

Nel caso appena esaminato le curve di polarizzazione anodica sembrano scongiurare l'insorgere di fenomeni corrosivi interstiziali di tipo crevice in quanto lungo la linea di giunzione i potenziali non

sono così bassi da poterne giustificare una loro formazione ed inoltre l'andamento della caratteristica tensione – densità di corrente è rappresentativa di differenti morfologie corrosive.

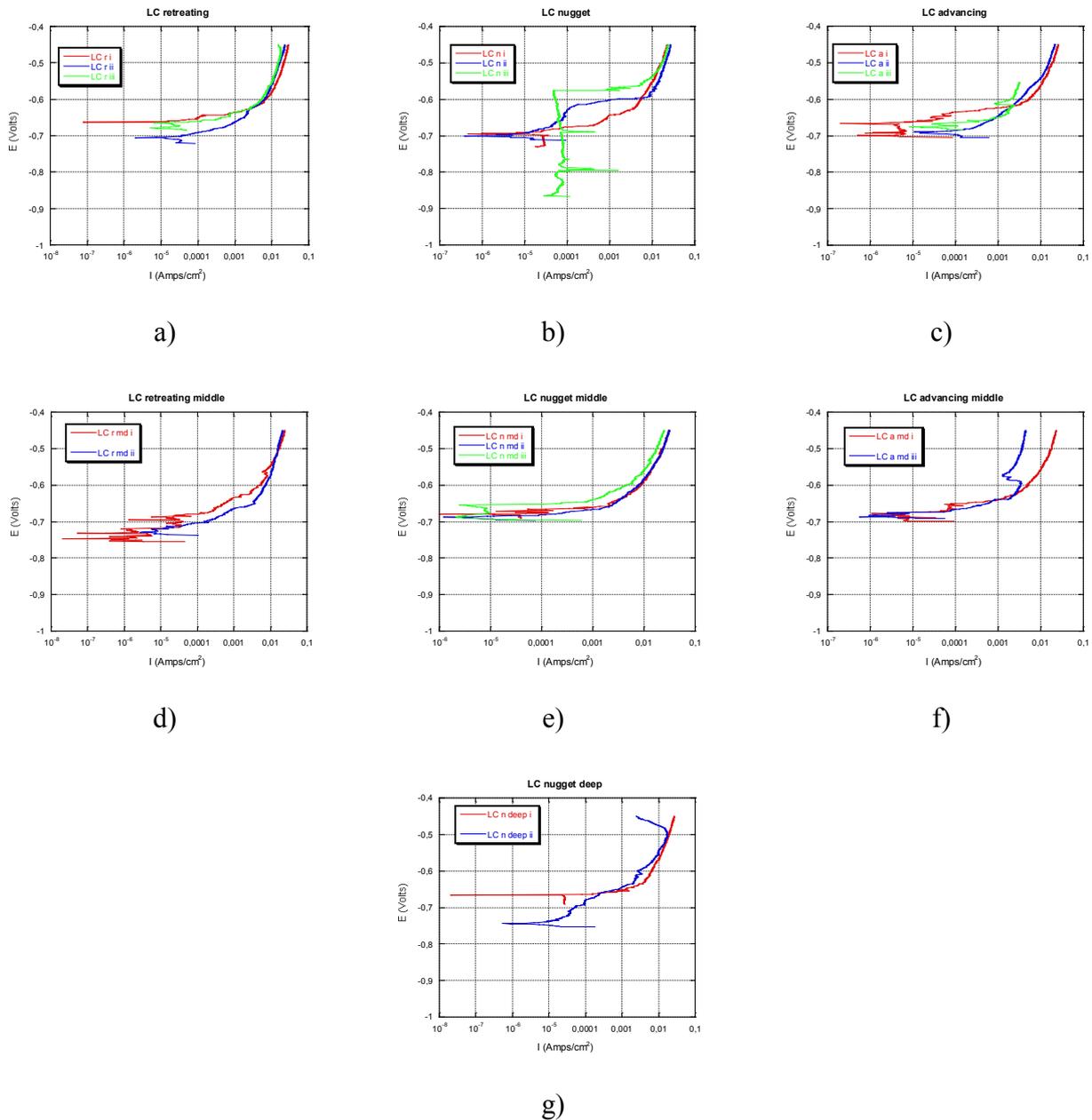


Figura 4-10. Curve di polarizzazione anodica del giunto LC.

Appare evidente come il giunto saldato presenti, praticamente in tutte le zone soggette a misurazione, un andamento suscettibile al pitting in soluzione aggressiva già al potenziale di equilibrio. Ciò è dovuto, e lo ribadiamo, sia alla scelta di adoperare una soluzione aerata di NaCl al

3,5 % in massa sia alle peculiari caratteristiche delle leghe di alluminio, e della lega 2024 in particolare.

Soltanto nella nugget zone tendono ad innescarsi dei fenomeni di passività di una certa consistenza; tale zona, infatti, presenta valori del potenziale di pitting piuttosto elevati, indice questo di una migliore resistenza alla corrosione.

A ben guardare, però, tutto il cordone di saldatura è caratterizzato da valori del potenziale di pitting più elevati rispetto a quello del materiale base mentre le zone restanti presentano valori del potenziale di libera corrosione, e quindi anche di pitting, molto più simili ad esso.

Questo significa che non esistono nel giunto saldato punti privilegiati di innesco per i fenomeni corrosivi e che quindi il giunto LC tenderà a corrodersi per pitting in maniera piuttosto uniforme e generalizzata, in particolar modo nelle zone lontane dal cordone di saldatura.

Soltanto il retreating middle presenta potenziali inferiori rispetto al materiale base per cui potrebbe rappresentare un punto privilegiato di innesco per un fenomeno corrosivo di tipo interstiziale qualora durante il processo di saldatura non si sia venuta a creare una buona continuità metallurgica; la qual cosa confermerebbe quanto ipotizzato all'inizio.

Quanto detto risulta ancora più evidente se si confrontano i potenziali di pitting delle varie zone attraverso il box plot di Figura 4-11 o la Tabella 4-6.

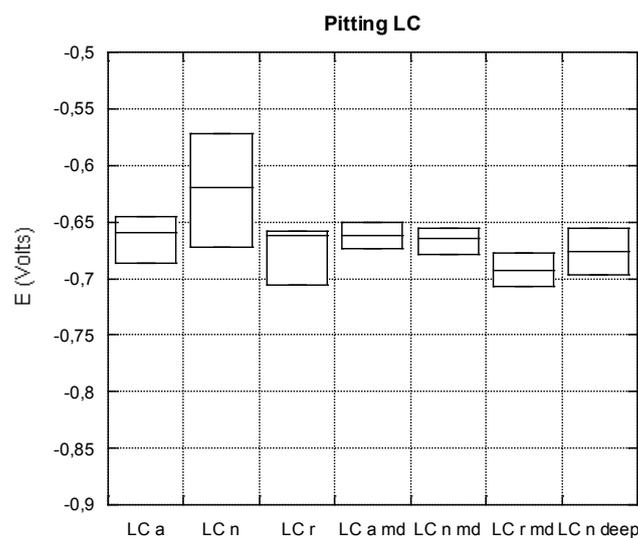


Figura 4-11. Potenziali di pitting del giunto LC.

Tabella 4-6. Valori medi dei potenziali di pitting per il giunto LC.

Giunto LC	a	n	r	a md	n md	r md	n deep
Prova 1	-0,645	-0,670	-0,660	-0,680	-0,673	-0,680	-0,656
Prova 2	-0,686	-0,620	-0,706	-0,676	-0,682	-0,710	-0,697
Prova 3	-0,660	-0,572	-0,662		-0,660		
Media Pitting	-0,664	-0,621	-0,676	-0,678	-0,672	-0,695	-0,677

Rispetto ai giunti LB ed LA il giunto LC presenta valori dei potenziali di pitting sensibilmente superiori, cosa che gli conferisce una maggiore nobiltà elettrochimica.

A ben guardare però, i potenziali di libera corrosione lungo la nugget zone risultano decisamente inferiori non soltanto rispetto al materiale base, ma anche rispetto agli altri giunti, indice di un mancato arricchimento di rame in tale zona. Ciò può essere imputato, almeno in parte, alle più alte velocità di saldatura che hanno limitato un ottimale mescolamento del materiale lungo il cordone.

Dalle precedenti analisi è emerso come il giunto LB presenti un andamento suscettibile al pitting già al potenziale di equilibrio lungo tutte le zone soggette a misurazione e la possibilità di innesco di fenomeni corrosivi di tipo crevice lungo il nugget middle.

Il giunto LA se da un lato sembra scongiurare questa ipotesi, dall'altro mostra una suscettibilità al pitting non indifferente anche per valori del potenziale inferiori a quelli del metallo base.

Il giunto LC, al contrario, è caratterizzato da una elevata nobiltà elettrochimica in tutte le zone, eccetto il retreating middle, ove la possibilità di innesco di fenomeni di corrosione interstiziale sembra piuttosto elevata; inoltre è da valutare attentamente il comportamento del materiale lungo la nugget zone, che presenta valori del potenziale di libera corrosione inferiori a quelli del materiale base.

Come per le precedenti analisi incominciamo dallo studiare il giunto più caldo, vale a dire LB, realizzato utilizzando una velocità di avanzamento pari a 115 mm/min. È possibile osservare dalla Figura 4-12 che i primi segni della corrosione, evidenziati da un colore rosso – arancione, sono riscontrabili principalmente lungo due zone, il nugget middle ed una parte del materiale base che purtroppo non è stata oggetto di alcuna prova di polarizzazione anodica o di OCP.

Dopo 24 ore dall'inizio della prova la zona indicante maggiore acidità si estende in maniera quasi rettangolare, indice questo dei particolari fenomeni diffusivi in atto all'interno del gel che non vengono bilanciati da alcuna spinta, di carattere sempre diffusivo, ad essi contrastante. Con ogni probabilità, è stata la particolare morfologia del fenomeno corrosivo a generare un tale andamento della zona rosso – arancione, chiaramente visibile in Figura 4-12.

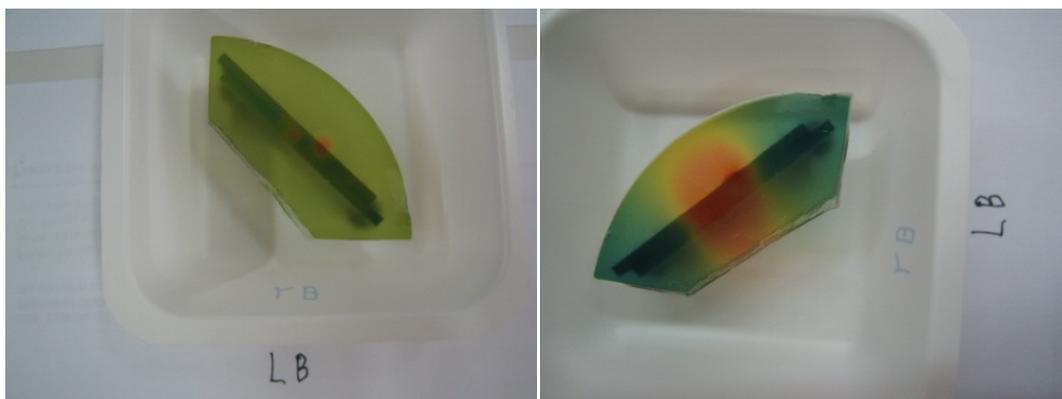


Figura 4-12. Prova di gel test sul giunto LB.

Quanto mostrato è in sostanziale accordo con i risultati delle prove potenziodinamiche che indicavano proprio lungo il nugget middle la zona maggiormente suscettibile per l'innescò di fenomeni corrosivi, che per quanto visto dovrebbero essere di tipo crevice: ciò potrà essere confermato soltanto a valle delle osservazioni al microscopio ottico.

Il giunto LA, realizzato con velocità di avanzamento pari a 165 mm/min, mostra come zona preferenziale di innescò ancora una volta il nugget middle, come viene evidenziato dalla Figura 4-13. In questo caso però, la zona indicante maggiore acidità risulta accrescersi in maniera circolare, indice questo che sono cambiate rispetto al giunto LB le modalità di fenomeno corrosivo: non più corrosione interstiziale bensì corrosione per pitting con formazione di un foro che, seppur piccolo, è chiaramente visibile ad occhio nudo in Figura 4-13.

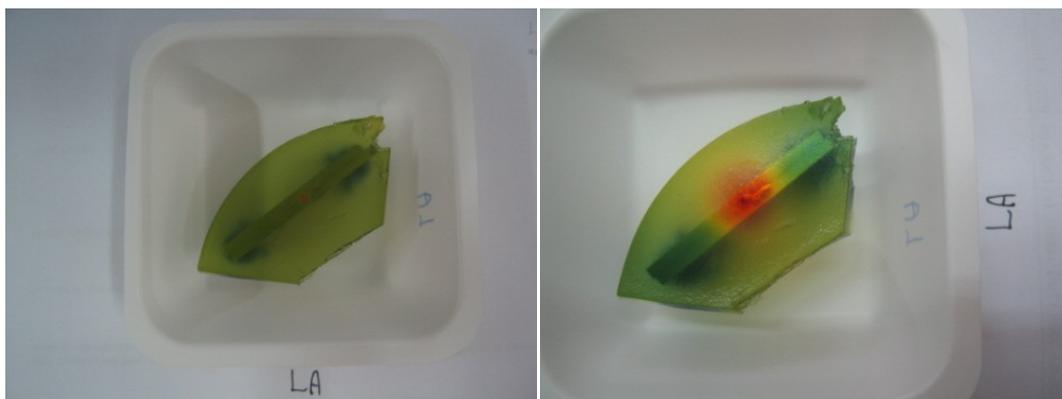


Figura 4-13. Prova di gel test sul giunto LA.

Anche in questo caso i risultati del gel test mostrano un sostanziale accordo con le prove di polarizzazione anodica nelle quali proprio lungo il nugget middle si erano evidenziati i potenziali più bassi anche se mascherati dalla formazione di strati di ossido protettivi, evidentemente poco resistenti.

Il cordone di saldatura sembra, in particolar modo lungo il lato advancing e retreating, resistere meglio di come preventivato in una prima fase di analisi. È bene però non sbilanciarsi troppo ed attendere un esame più approfondito a valle delle osservazioni al microscopio ottico.

Il risultati del gel test inerenti al giunto LC sembrano confermare quanto detto sino ad ora, ossia di un sostanziale miglioramento delle proprietà elettrochimiche all'aumentare della velocità di saldatura. Come appare chiaramente visibile dalla Figura 4-14, dopo 60 minuti dall'inizio della prova non si hanno evidenti segni di inneschi di fenomeni corrosivi, cosa che invece non accadeva con riferimento ai giunti LB ed LA. Soltanto ingrandendo la foto e variandone il contrasto si riesce a notare come le zone che mostrano una variazione di pH, e che dunque diventano acide, sono la nugget zone ed il retreating middle.

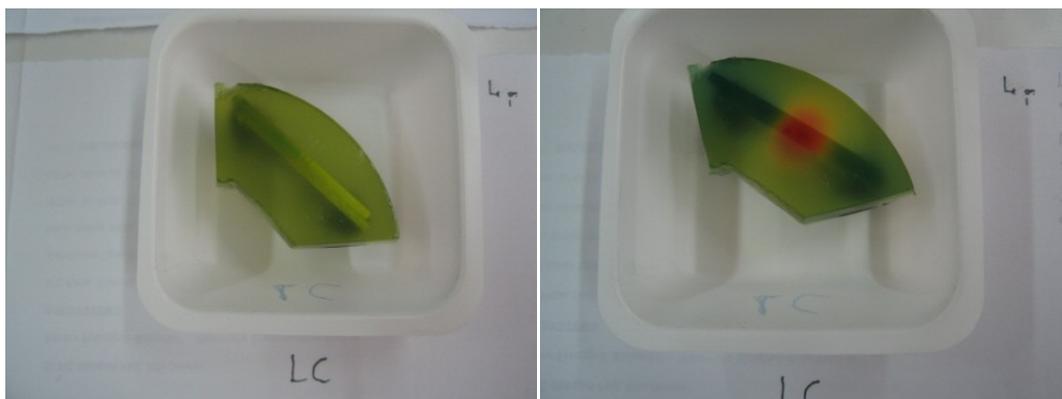


Figura 4-14. Prova di gel test sul giunto LC.

Non avendo realizzato alcuna ripresa fotografica prima delle 24 ore e successiva ai 60 minuti, non è possibile stabilire quale dei due fenomeni corrosivi si sia propagato con maggiore rapidità.

Anche in quest'ultimo caso l'esito della prova di gel test conferma quanto mostrato dalle prove potenziodinamiche, ossia la buona nobiltà elettrochimica del giunto LC che, a differenza degli altri, tende a corrodersi dopo un tempo maggiore.

La seconda parte della prova di gel test è consistita nell'analizzare al microscopio ottico la superficie attacca in modo da visualizzare non soltanto quelle zone maggiormente soggette al fenomeno della corrosione, ma anche la particolare morfologia di fenomeno corrosivo che si è venuta a creare a seguito dell'attacco elettrochimico e la sua entità.

Come per le precedenti analisi incominciamo dallo studiare il giunto più caldo, vale a dire LB.

Come è possibile notare dalla Figura 4-15 la sezione saldata mostra una corrosione per pitting piuttosto uniforme e superficiale, fatta eccezione per la nugget middle zone in cui sono chiaramente visibili fenomeni di tipo crevice.

Le zone maggiormente soggette alla corrosione sono proprio quelle evidenziate dal gel test, sia in termini di natura sia in termini di forma. Il cordone di saldatura non sembra aver subito notevoli danni, a differenza del nugget middle e del nugget deep.

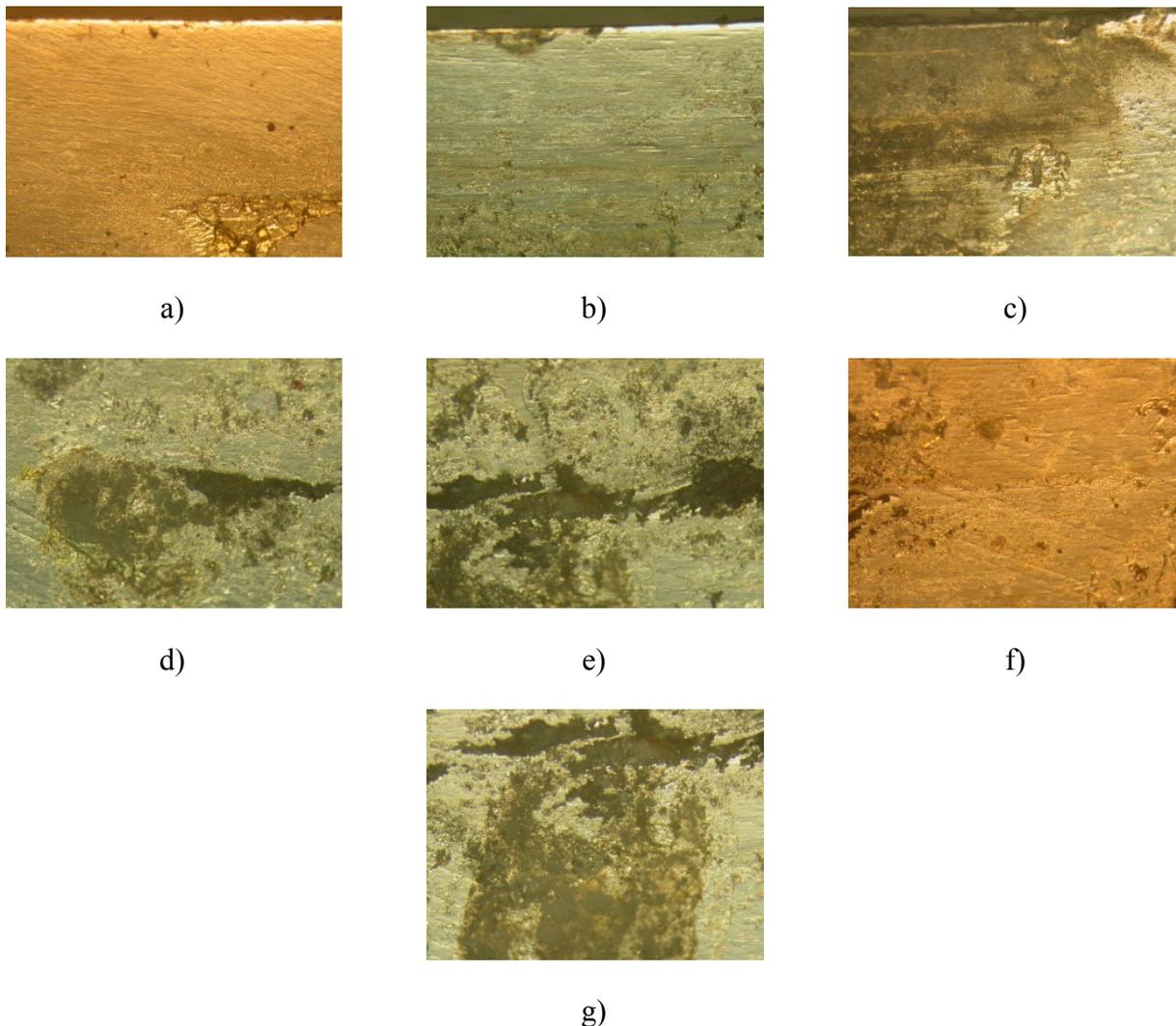


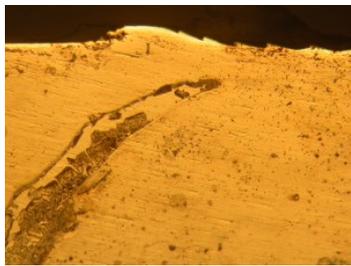
Figura 4-15. Micrografie effettuate sul giunto LB a seguito del gel test.

Se ciò può sembrare ovvio per la nugget middle zone in quanto viene confermato da tutte le misure precedenti, lo stesso non può dirsi per la nugget deep zone: essa infatti presenta, secondo le misure di polarizzazione anodica, persino una leggera tendenza a passivarsi e di conseguenza dei potenziali di pitting superiori rispetto al materiale base, cosa che ne dovrebbe aumentare le caratteristiche di resistenza alla corrosione. L'unico monito sembra giungere dalle misure di OCP per le quali la nugget deep zone presenta dei valori del potenziale di libera corrosione piuttosto modesti.

Le micrografie effettuate sul giunto LA, riportate nelle Figura 4-16, mostrano una capacità di resistenza alla corrosione piuttosto bassa in tutte le zone fotografate, eccetto per la nugget zone e l'avancing middle zone.

Infatti, mentre in tali zone la formazione di uno strato di ossido ne protegge la superficie, nelle restanti zone del giunto si ha lo sviluppo di fenomeni di pitting piuttosto marcati. In particolare lungo il nugget middle ed il retreating middle tendono a formarsi pochi pits ma dalle dimensioni piuttosto estese, mentre lungo l'advancing side i pits, seppur di dimensioni notevolmente inferiori, pervadono l'intera zona.

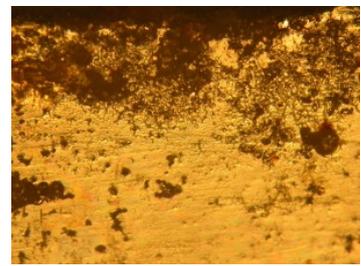
Sono proprio queste le considerazioni che ci permettono di concludere come il giunto LA presenti una più bassa resistenza alla corrosione rispetto agli altri giunti: soltanto due delle sette zone analizzate presentano, infatti, un buon comportamento in termini di resistenza alla corrosione. Tutte le altre presentano fenomeni corrosivi piuttosto estesi e di notevole entità.



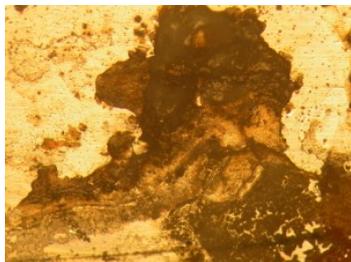
a)



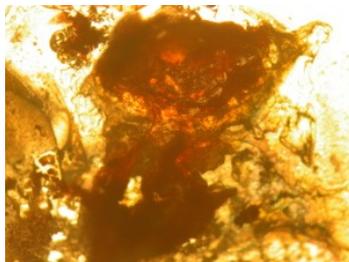
b)



c)



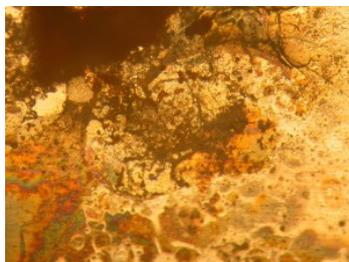
d)



e)



f)



g)

Figura 4-16. Micrografie effettuate sul giunto LA a seguito del gel test.

Le micrografie relative al giunto LC possono confermare soltanto in parte quanto asserito in precedenza circa la nobiltà elettrochimica che compete al giunto.

Osservando attentamente la Figura 4-17 è possibile notare come le uniche zone interessate da marcati fenomeni corrosivi risultano essere il retreating middle e la nugget zone; quest'ultima, però, pur essendo caratterizzata da valori del potenziale di libera corrosione più bassi rispetto al materiale base mostra una elevata tendenza a passivarsi.

Ciò è chiaramente visibile nella micrografia effettuata in tale zona, in cui si nota con chiarezza come il fenomeno di corrosione intergranulare, pur essendosi innescato, non riesce a propagarsi completamente lungo tutta la zona; anzi essa diventa un sito catodico pronto a favorire l'insorgere di un successivo, seppur molto breve e poco intenso, attacco per pitting.

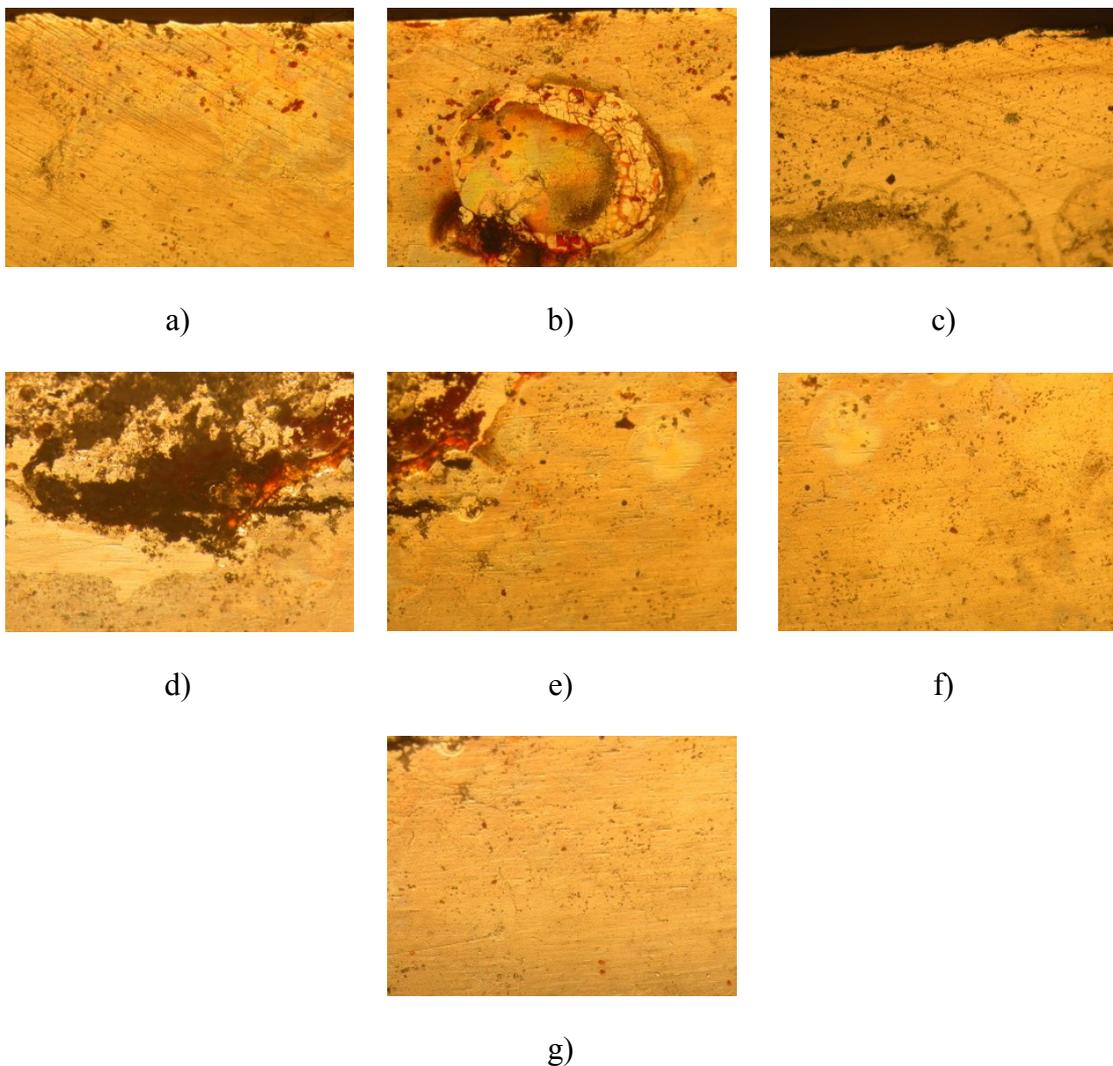


Figura 4-17. Micrografie effettuate sul giunto LC a seguito del gel test.

Nonostante le peculiari caratteristiche esibite dal giunto LC particolarmente critico risulta essere l'innesco di fenomeni di corrosione interstiziale lungo il retreating middle, sia in virtù della posizione sia in base all'entità del danno che hanno provocato. Se a ciò aggiungiamo l'ulteriore attacco per pitting cui è soggetta la zona poco sopra ad esso, visibile in figura 5.66, appare evidente come gli iniziali entusiasmi debbano essere smorzati.

Anche in questo ultimo caso le osservazioni al microscopio hanno confermato le analisi svolte in precedenza ed in particolare le ipotesi circa la possibilità di corrosione interstiziale lungo il retreating middle. In più abbiamo scoperto l'esistenza di una zona molto estesa che, partendo dal retreating middle ed estendendosi sino al cordone di saldatura, risulta essere molto suscettibile al pitting.

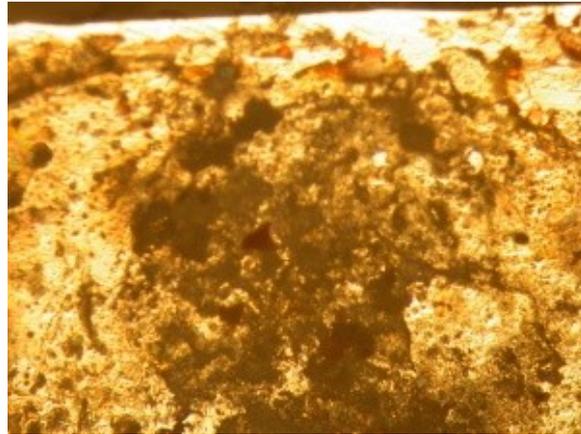
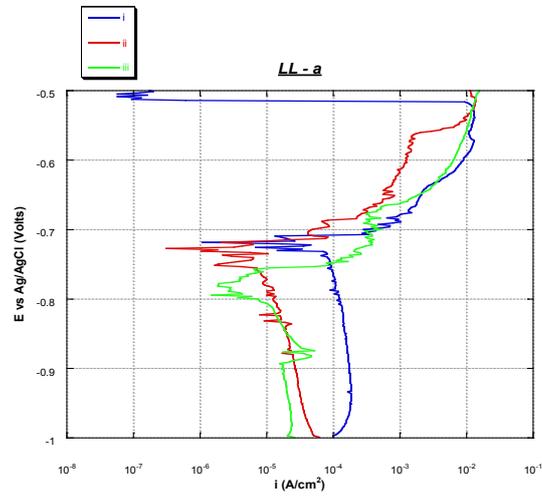
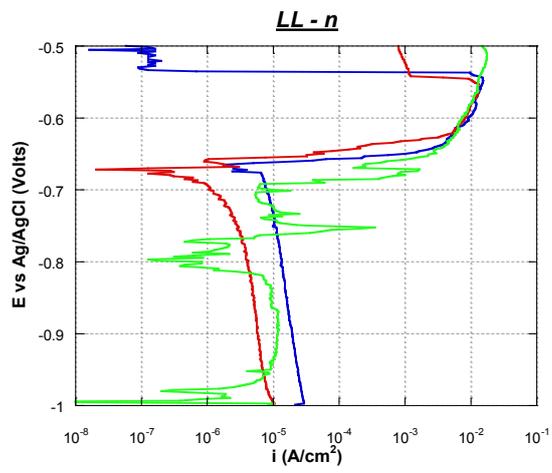


Figura 4-18. Corrosione per pitting al di sopra del retreating middle zone.

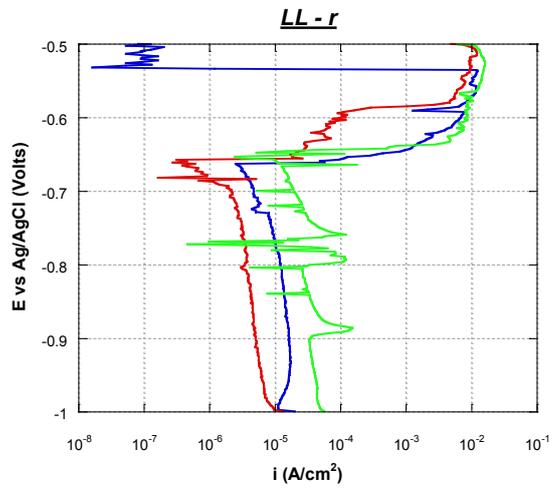
Paragrafo 4.2. - Giunto FSW overlap AA 6056 – AA 6056 T3



a)

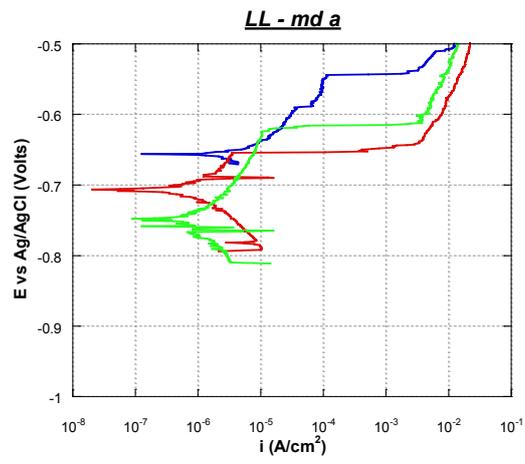


b)

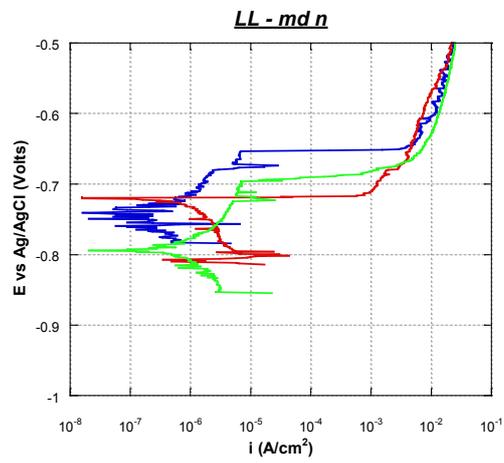


c)

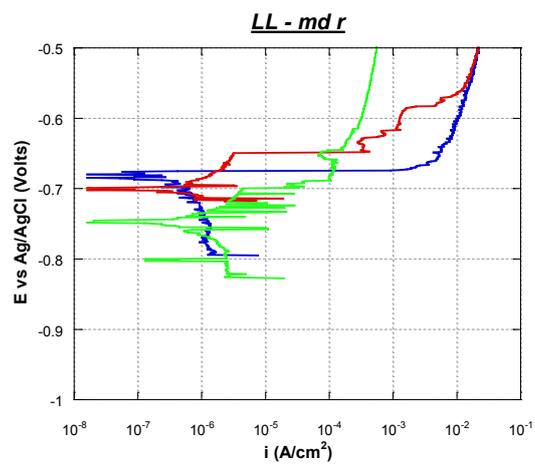
Figura 4-19. Curve di polarizzazione per il provino LL nelle zone advancing (a), nugget (b) e retreating (c) sul lato della lamiera superiore.



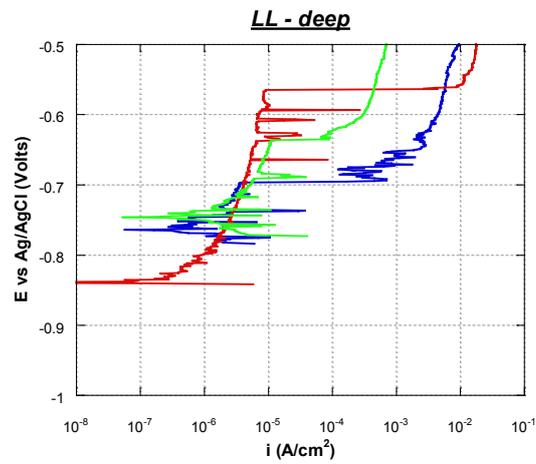
a)



b)



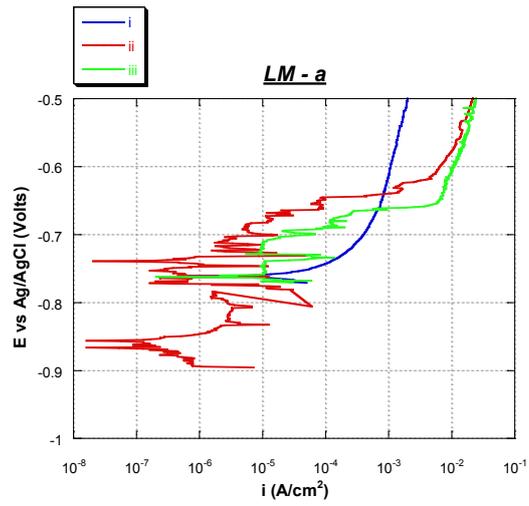
c)



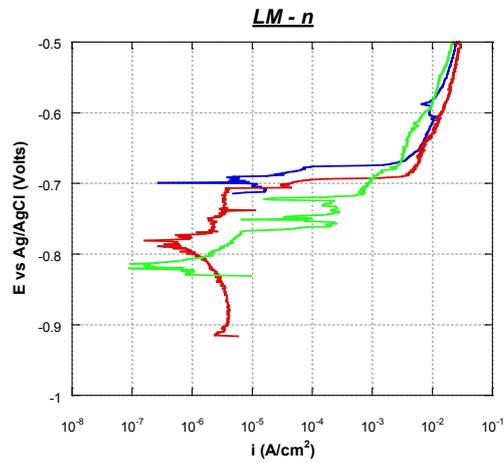
d)

Figura 4-20. Curve di polarizzazione per il provino LL nelle zone advancing (a), nugget (b) e retreating (c) all'altezza della linea mediana ed alla base del cordone di saldatura (d)

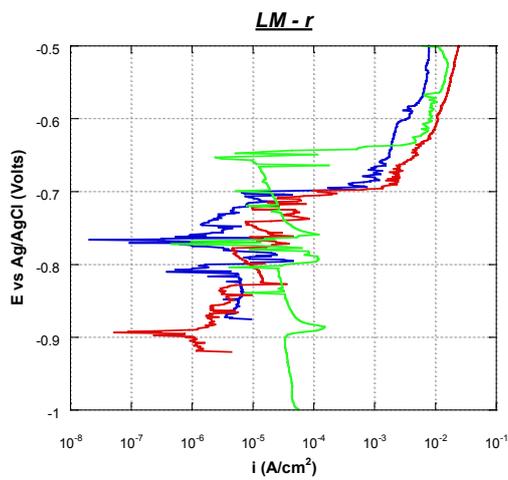
Le curve mostrano una notevole tendenza alla passivazione in tutte le zone del cordone di saldatura. Questa tendenza risulta più accentuata nelle zone md-n e deep, mentre è ridotta nelle zone di r e md-r.



a)

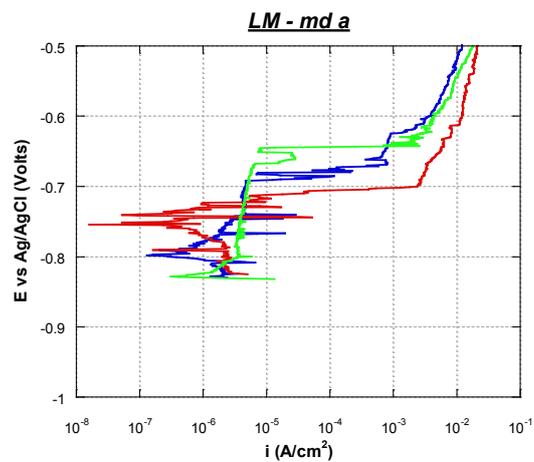


b)

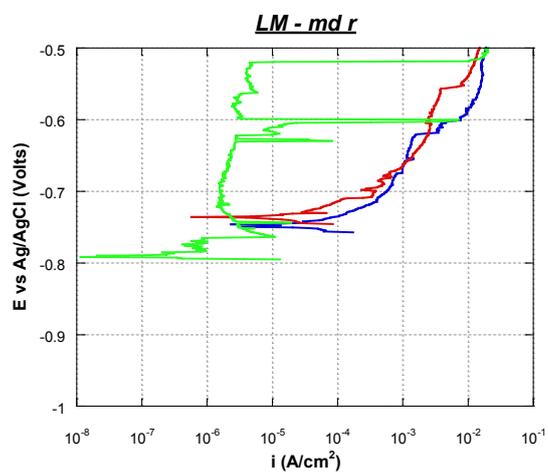


c)

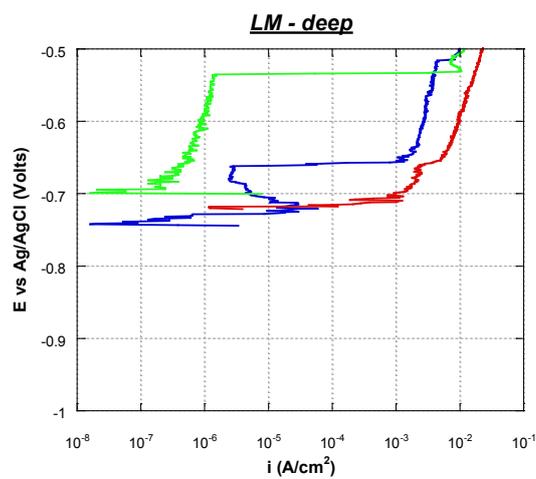
Figura 4-21 Curve di polarizzazione per il provino LM nelle zone advancing (a), nugget (b) e retreating (c) sul lato della lamiera superiore



a)

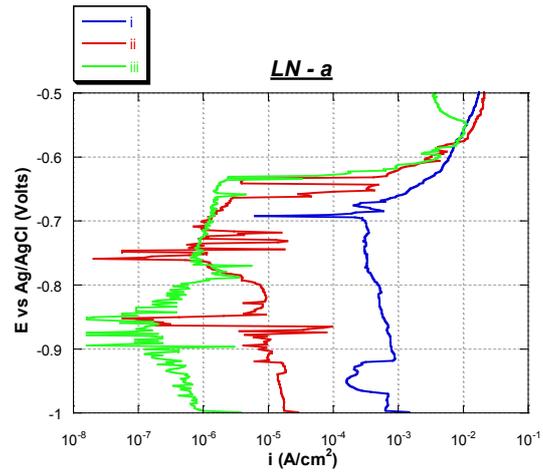


b)

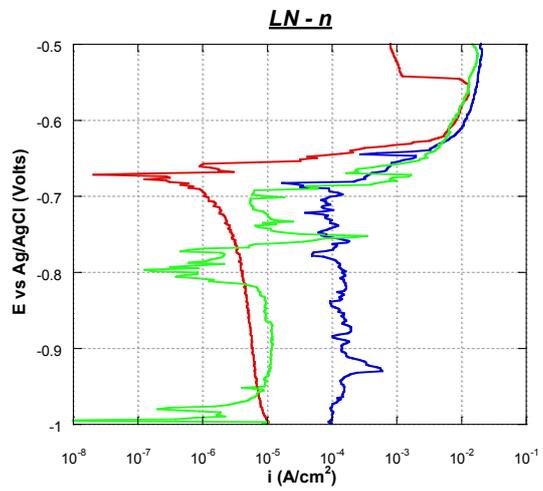


c)

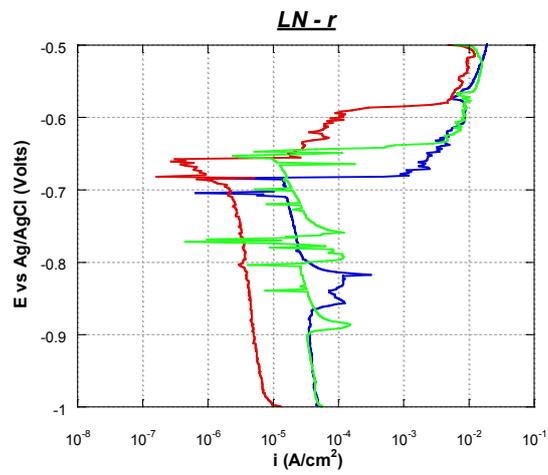
Figura 4-22. Curve di polarizzazione per il provino LM nelle zone advancing (a) e retreating (b) all'altezza della linea mediana ed alla base del cordone di saldatura (c)



a)

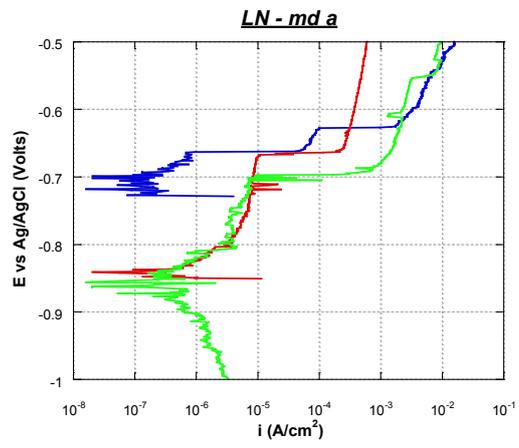


b)

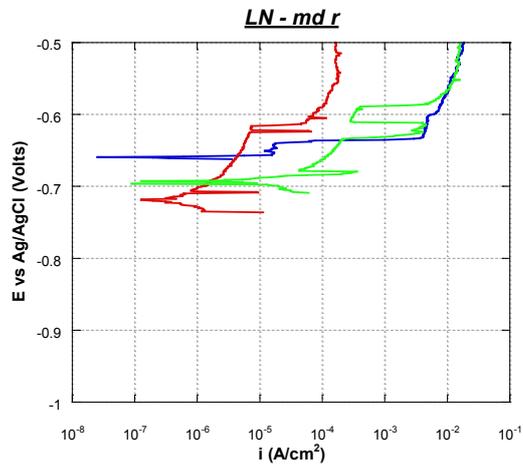


c)

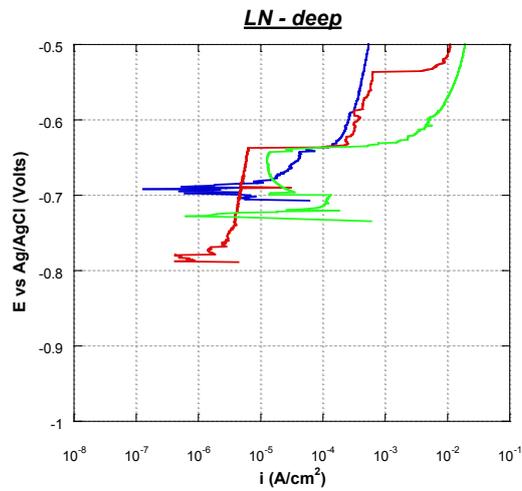
Figura 4-23. Curve di polarizzazione per il provino LN nelle zone advancing (a), nugget (b) e retreating (c) sul lato della lamiera superiore



a)



b)



c)

Figura 4-24. Curve di polarizzazione per il provino LN nelle zone advancing (a) e retreating (b) all'altezza della linea mediana ed alla base del cordone di saldatura (c)

Non è stato possibile effettuare le misure nel punto md-n dei provini LM ed LN in quanto la presenza di difetti di saldatura ha reso impossibile l'esecuzione delle prove in quella zona.

Anche in questi provini è stata riscontrata una certa tendenza alla passivazione.

In Figura 4-25 sono riportati i risultati di tre misure di polarizzazione effettuate sulla lega in esame in modo da poterle confrontare con quelle effettuate sul cordone di saldatura.

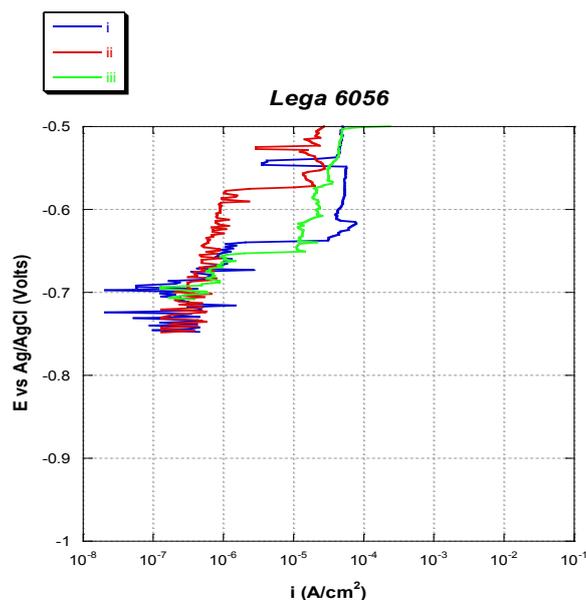


Figura 4-25. Curve di polarizzazione anodica relative al materiale base 6056-T4.

Da Figura 4-26 a Figura 4-31 sono riassunti i valori dei potenziali di corrosione e di pitting ricavati da ciascuna delle tre prove eseguite in ciascun punto.

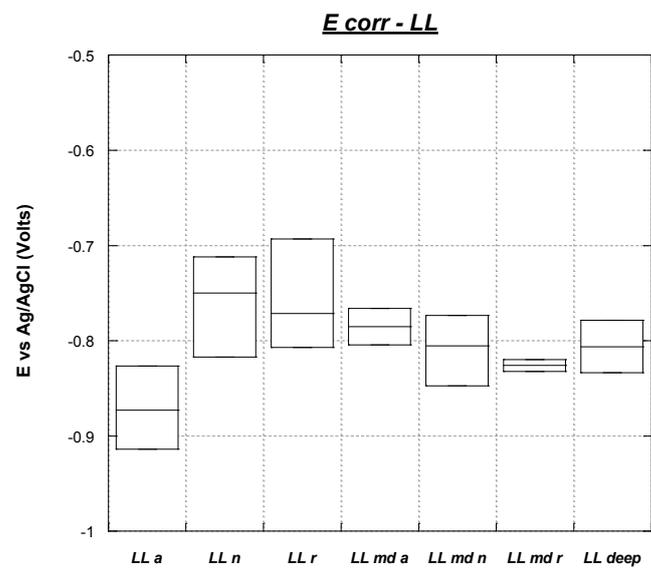


Figura 4-26.

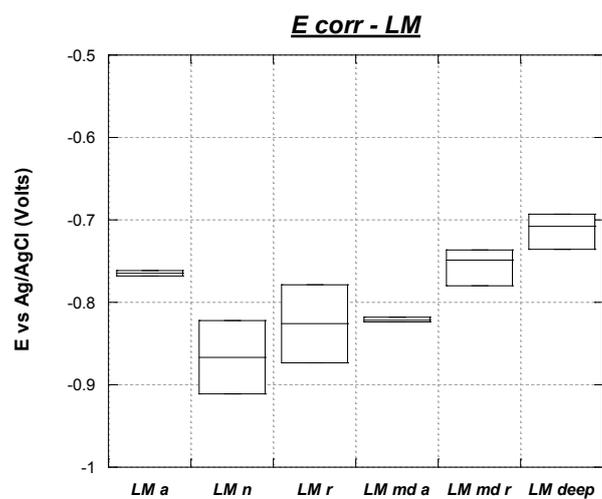


Figura 4-27.

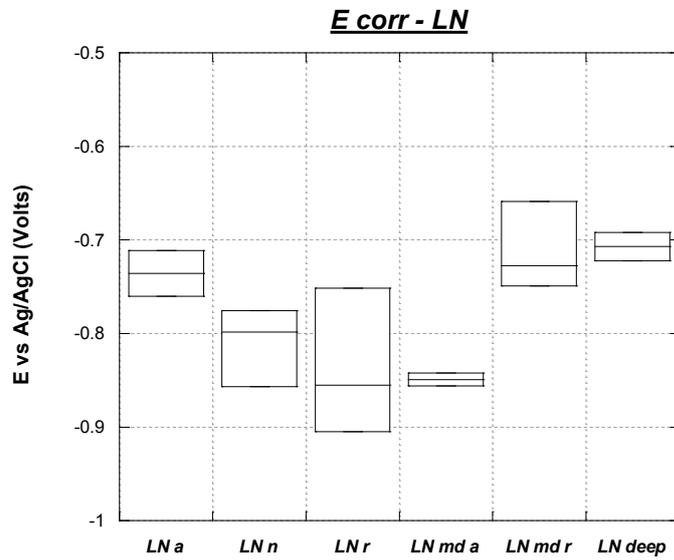


Figura 4-28.

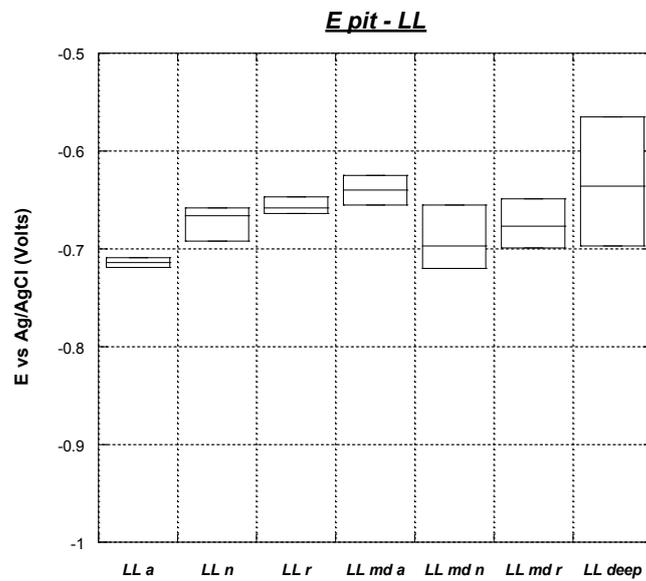


Figura 4-29.

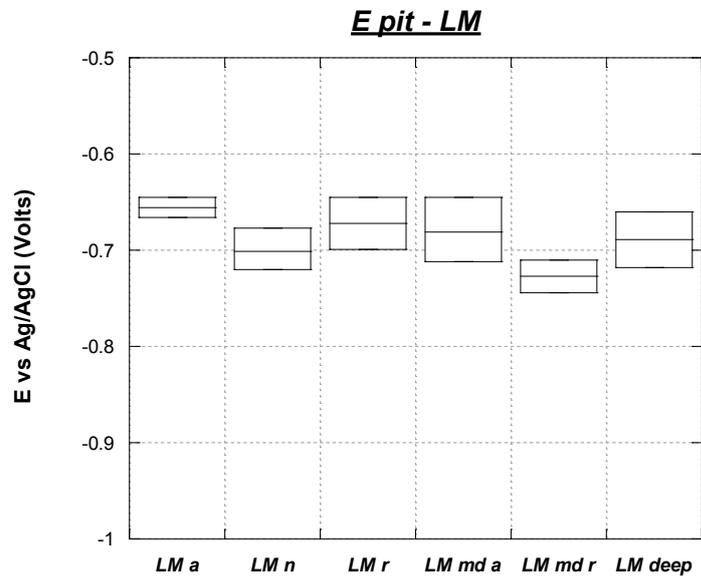


Figura 4-30.

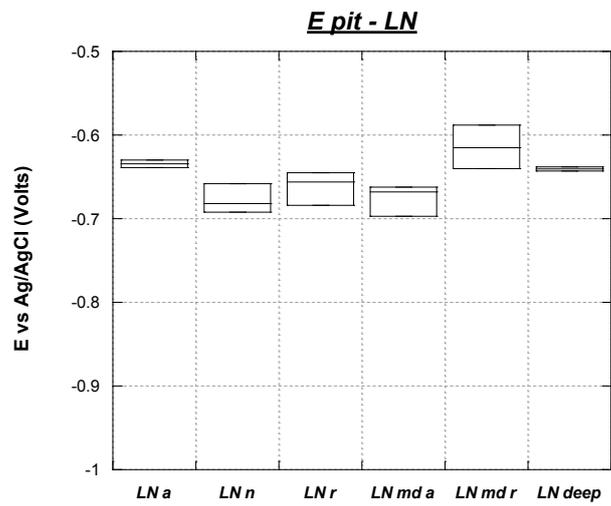


Figura 4-31.

Una volta applicato il gel ne è stata osservata l'evoluzione. Le foto che seguono (Figura 4-32) mostrano come si sono presentati i campioni a 24 ore dall'applicazione.

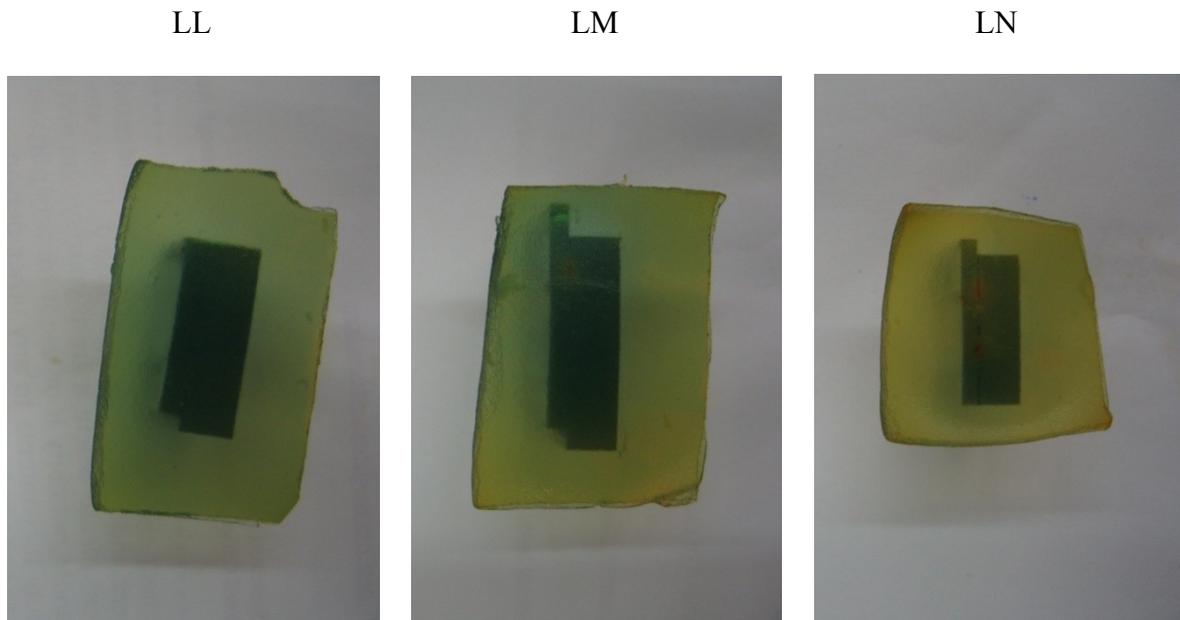


Figura 4-32. Gel Test a 24 ore dall'applicazione

In Figura 4-33 si notano i primi segni di corrosione sul provino LN. Questi sono individuabili grazie alla colorazione rossastra assunta dal gel (data dall'indicatore di pH) nelle zone md-r ed md-a.

Dopo una settimana il gel è stato rimosso ed è stata osservata la superficie dei campioni al microscopio ottico (utilizzando ingrandimenti di 50x, 200x e 500x) negli stessi punti in cui sono state eseguite le misure di polarizzazione. Per brevità si riportano solo le osservazioni effettuate con l'ingrandimento minore.

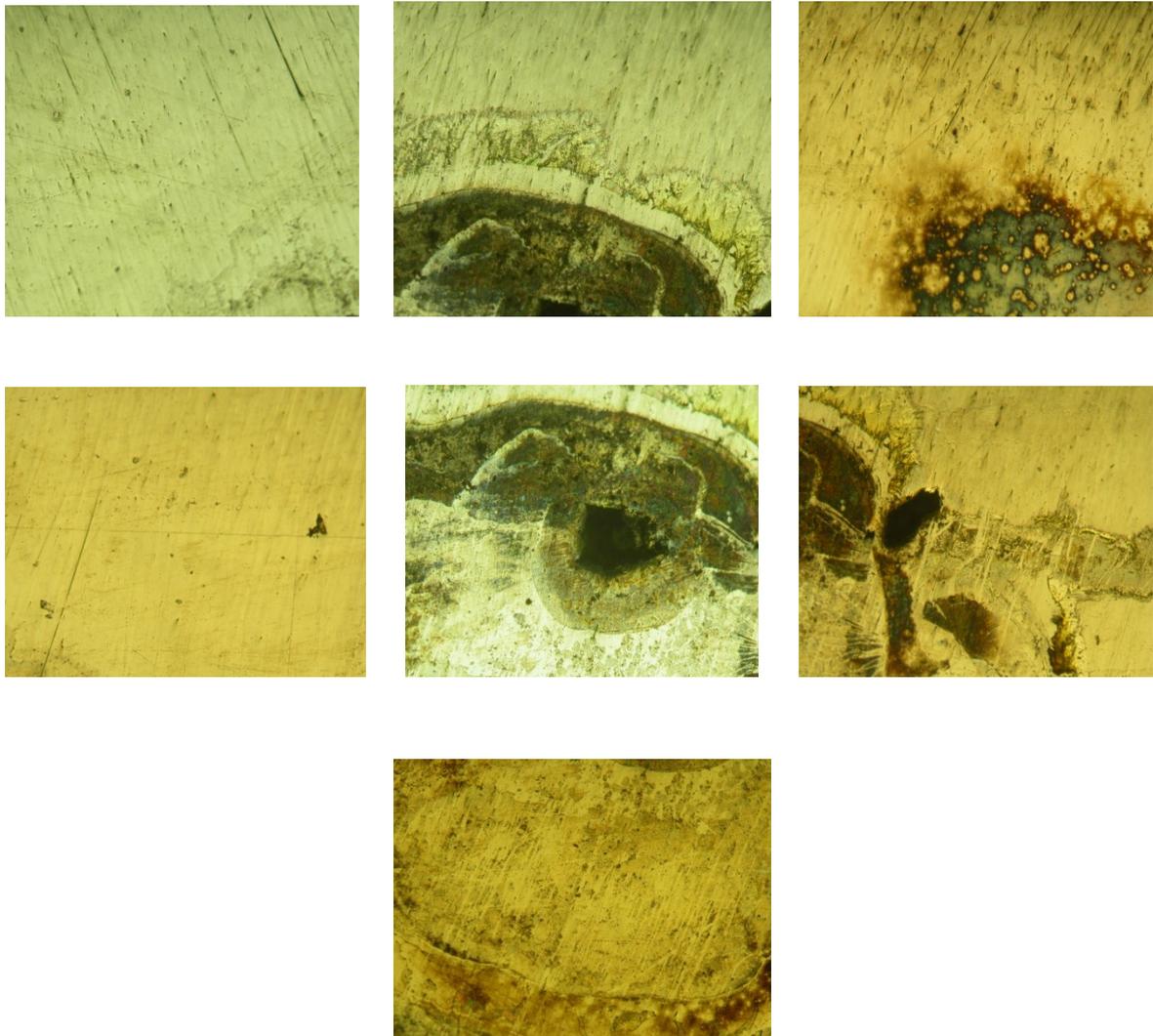


Figura 4-33. Micrografie giunto LL

Il campione LL mostra, a valle del Gel Test, un difetto tra le zone md-n ed md-r non visibile ad occhio nudo ma messo in evidenza dall' azione corrosiva del gel. In generale si può osservare un leggero attacco con deposito di ossido superficiale che tende a proteggere la superficie.

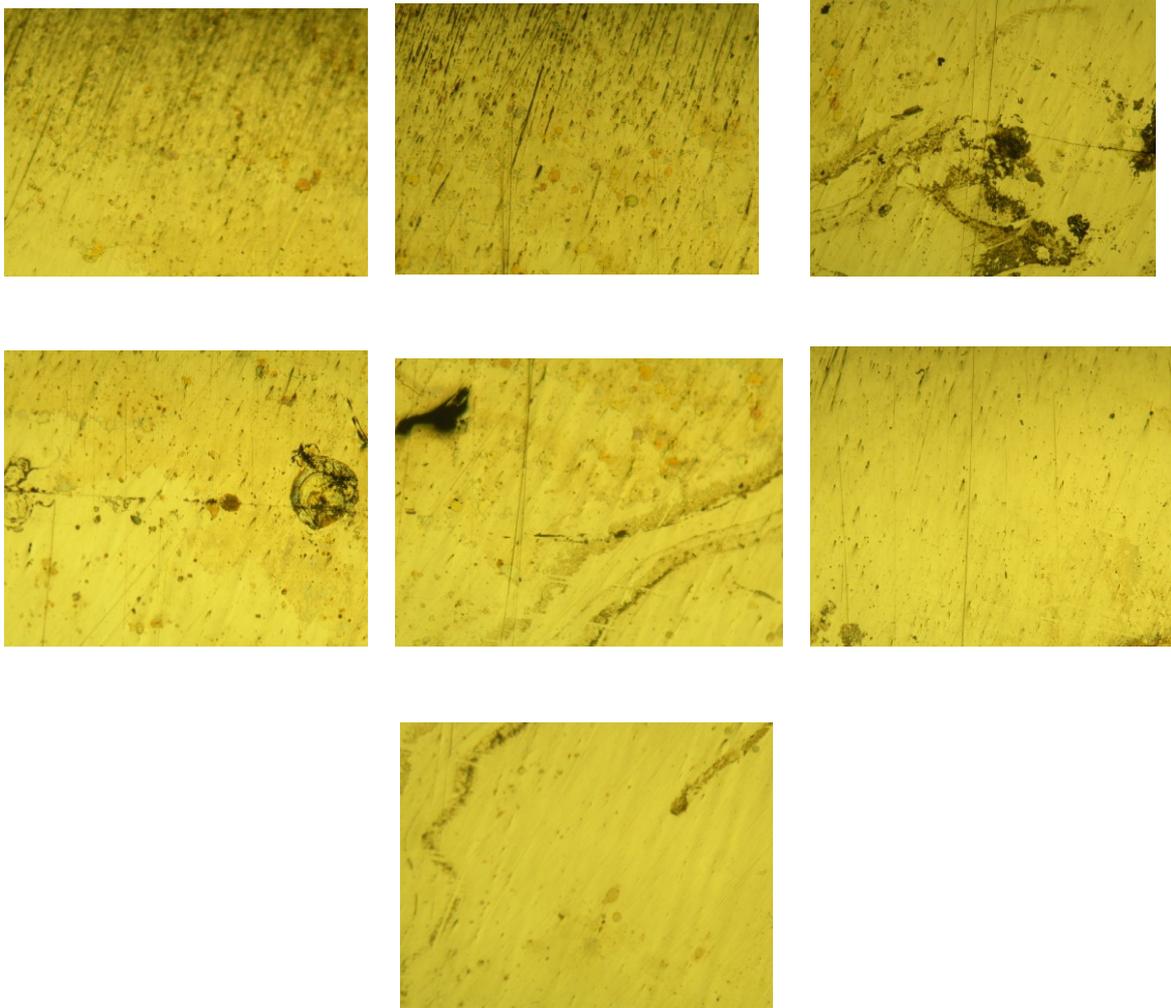


Figura 4-34. Micrografie giunto LM.

Il giunto LM presenta solo delle lievi forme di attacco nelle zone md-a ed r, segno della scarsa attività del materiale.

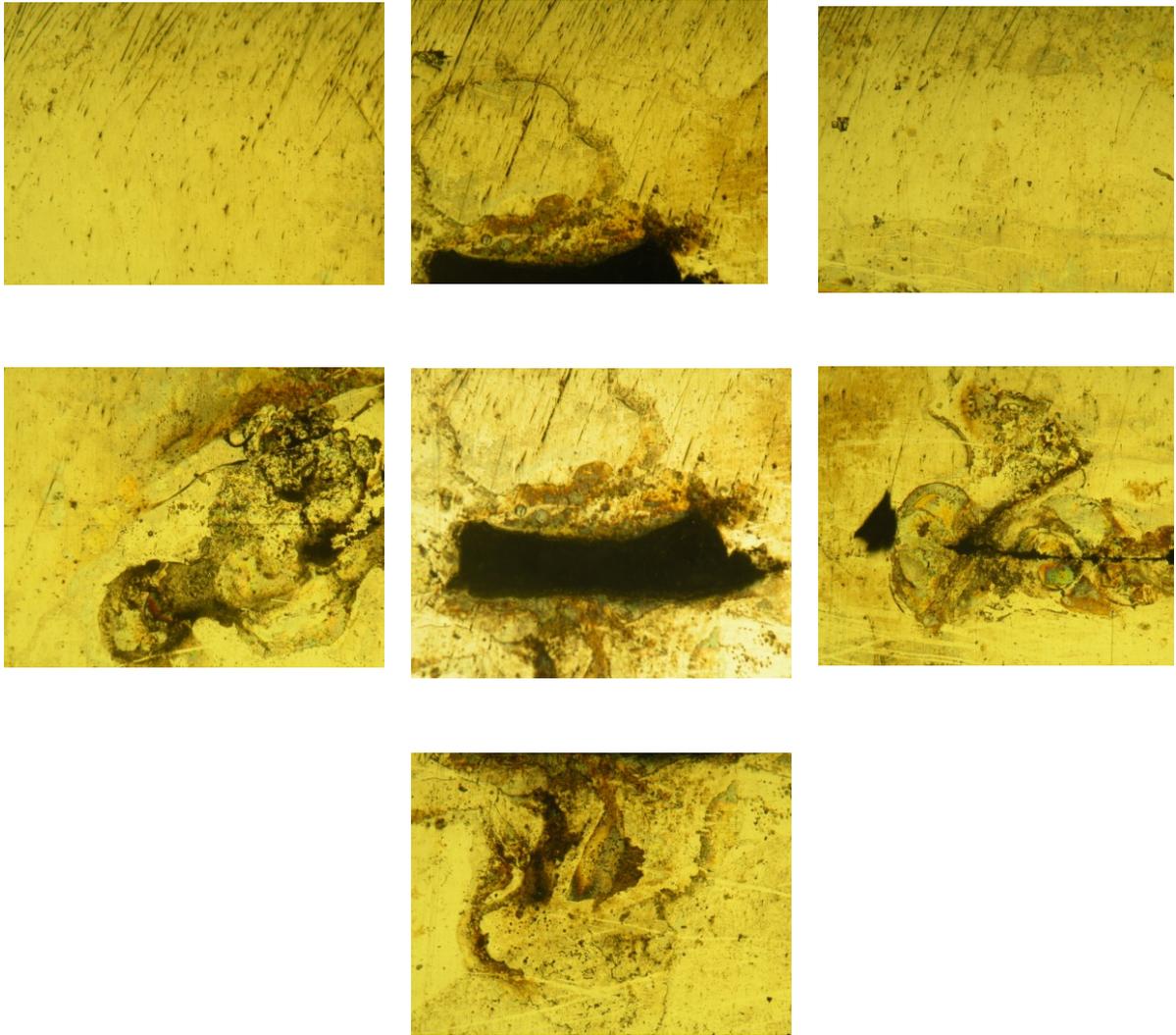


Figura 4-35. Micrografie giunto LN.

Il giunto LN, così come il giunto LL, presenta delle zone con deposito di ossidi. Le zone md-a, md-n ed md-r presentano le peggiori forme di attacco, ma ciò è da imputare prevalentemente alla scarsa aderenza delle lamiere.

Paragrafo 4.3 - Giunto FSW overlap AA 7075 T6 – AA 2024 T3

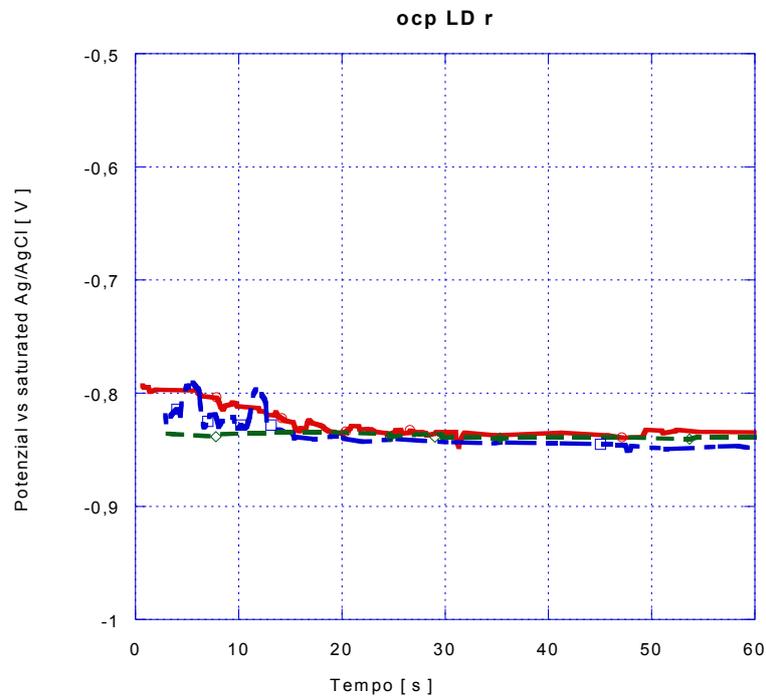


Figura 4-36. Andamento del potenziale di equilibrio, riproducibilità

Da Figura 4-37 a Figura 4-39 sono riportate delle rappresentazioni grafiche che presentano diversi importanti indicatori dei dati osservati, quali la tendenza centrale, la dispersione, allontanamento dalla simmetria distributiva e identificazione di quelle osservazioni anomale che sono distanti dal nucleo centrale dei dati.

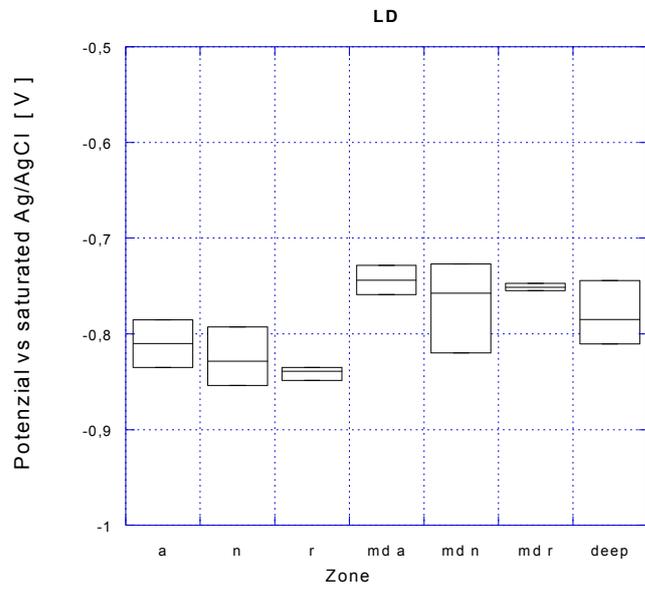


Figura 4-37. Box Plot Provino LD.

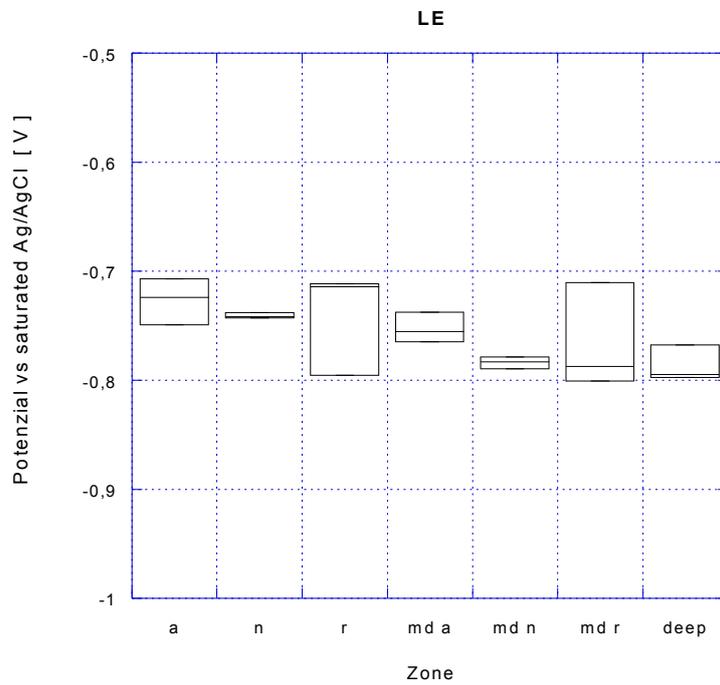


Figura 4-38. Box Plot Provino LE

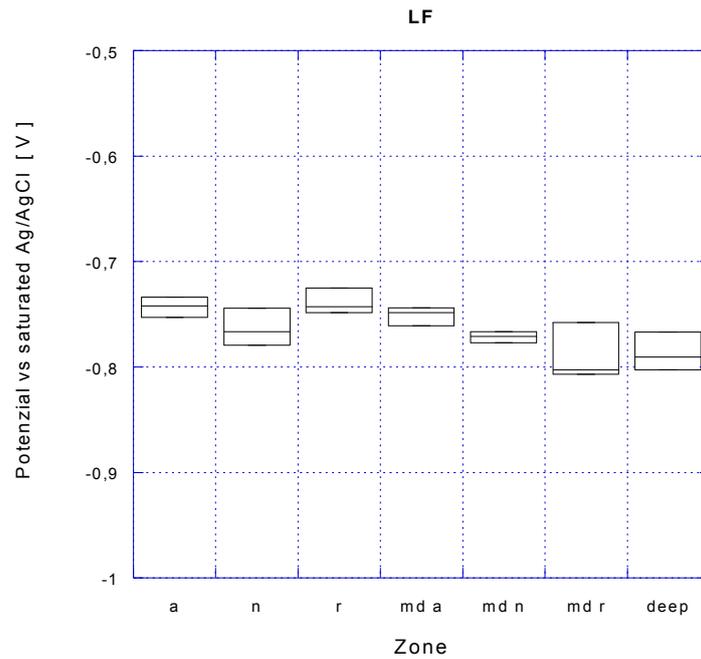


Figura 4-39. Box Plot Provino LF.

Si può osservare che il provino LD per il quale la velocità di avanzamento impostata è la più bassa [115 mm/min] presenta valori di potenziale di corrosione più bassi, mentre il provino a cui competono le migliori performance dal punto di vista del potenziale di libera corrosione è il provino LE, saldato ad una velocità intermedia [165 mm/min]. Dal punto di vista della variazione dei valori osservati invece, il provino che presenta la minore variabilità è quello più freddo ovvero il provino LF realizzato ad una velocità di 230 mm/min.

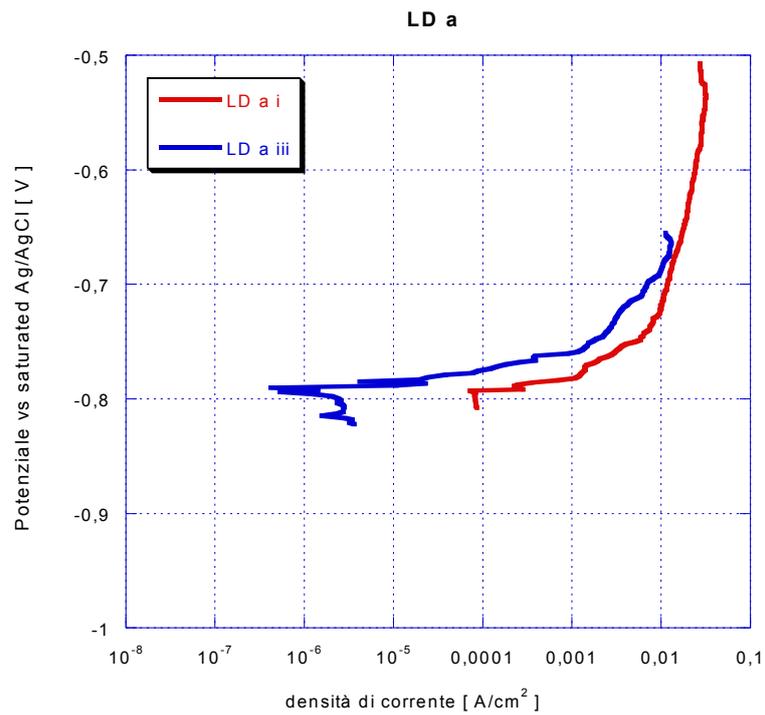


Figura 4-40. Curve di polarizzazione provino LD advancing.

Dalle curve di polarizzazione si evince che i potenziali di corrosione dei provini LD nella zona dell'advancing sono più bassi rispetto quelli del materiale base 7075 e quasi coincidenti con i potenziali di pitting.

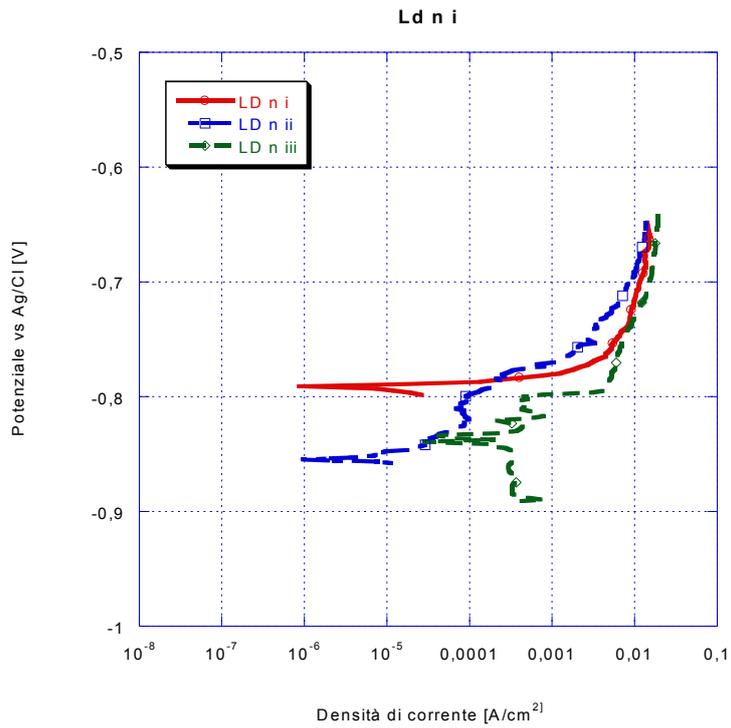


Figura 4-41. Curve di polarizzazione provino LD nugget.

Per quanto riguarda la nugget zone si evidenzia un'ampia variabilità di comportamento, caratterizzata da potenziali di corrosione bassi, ma con una spiccata tendenza del materiale a passivarsi.

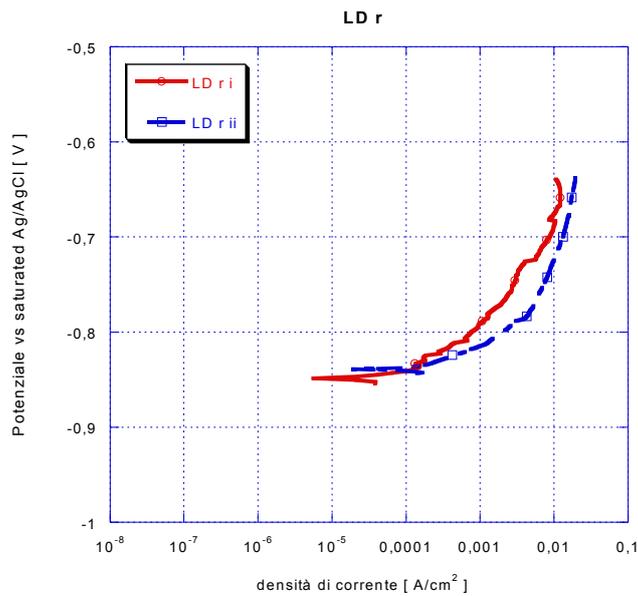


Figura 4-42. Curve di polarizzazione provino LD retreating.

Il comportamento evidenziato dalla Figura 4-42 relativa alla retreating zone risulta pressocchè simile a quello relativo all'advancing, infatti si hanno dei potenziali di corrosione molto bassi ed una tendenza a passivarsi rapidamente.

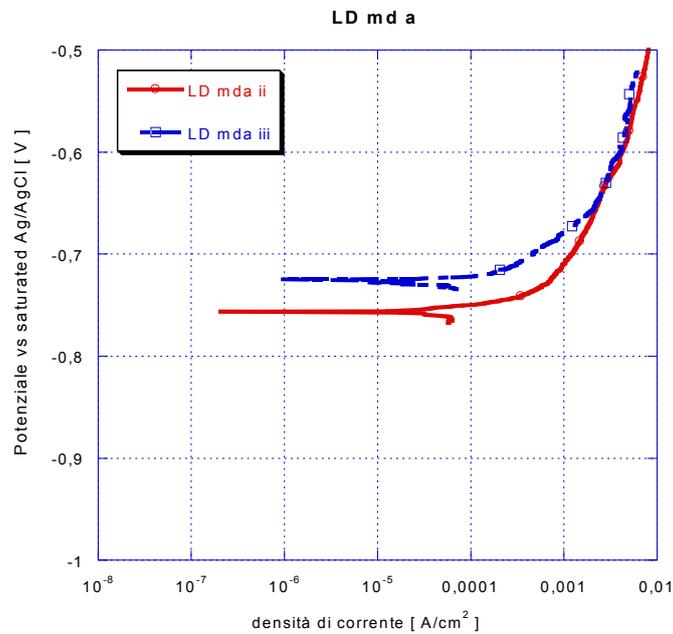


Figura 4-43. Curve di polarizzazione provino LD md advancing.

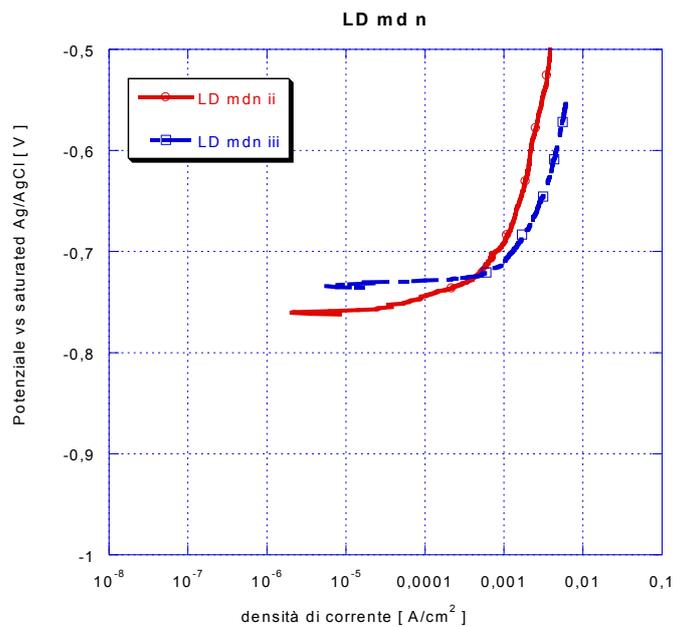


Figura 4-44. Curve di polarizzazione provino LD md nugget.

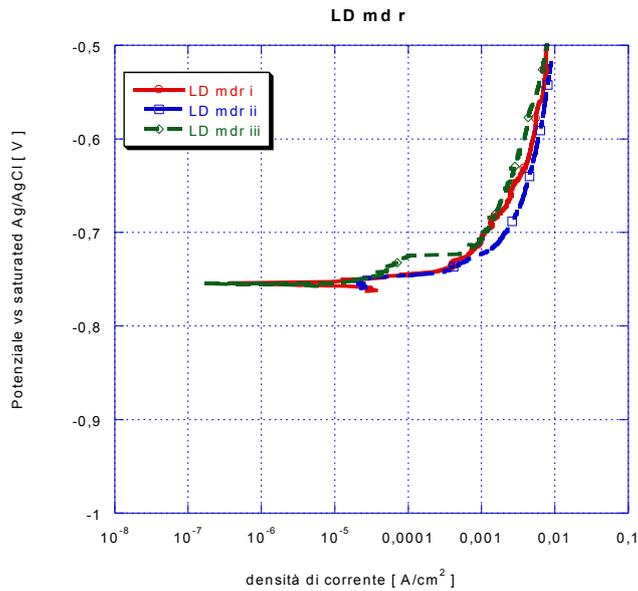


Figura 4-45. Curve di polarizzazione provino LD md retreating.

Dalle figure sopra esposte, relative alla zona mediana rispettivamente dell'advancing, del nugget e della retreating zone, emerge che i potenziali di corrosione si presentano più alti rispetto all'advancing. Tale comportamento è dovuto al mescolamento dei materiali relativi alle due piastre saldate, ovvero 7075 con 2024, e quest'ultima avendo un potenziale più alto alza il potenziale della zona saldata.

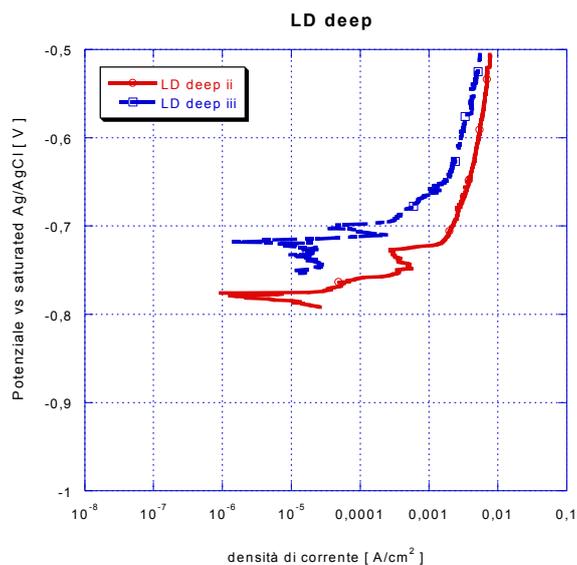


Figura 4-46. Curve di polarizzazione provino LD deep nugget.

Dalla figura sopra esposta è possibile notare che in corrispondenza del nugget in profondità il potenziale presenta valori più elevati quindi che si avvicinano a quelli del materiale base 2024 anche se la zona in esame è quella termomeccanicamente alterata e quindi rispetto al materiale base esibisce potenziali più bassi.

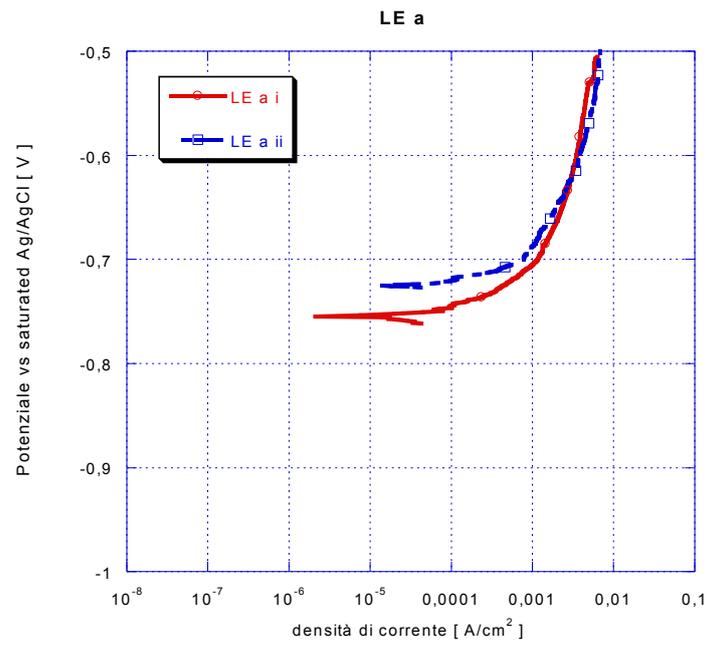


Figura 4-47. Curve di polarizzazione provino LE nugget.

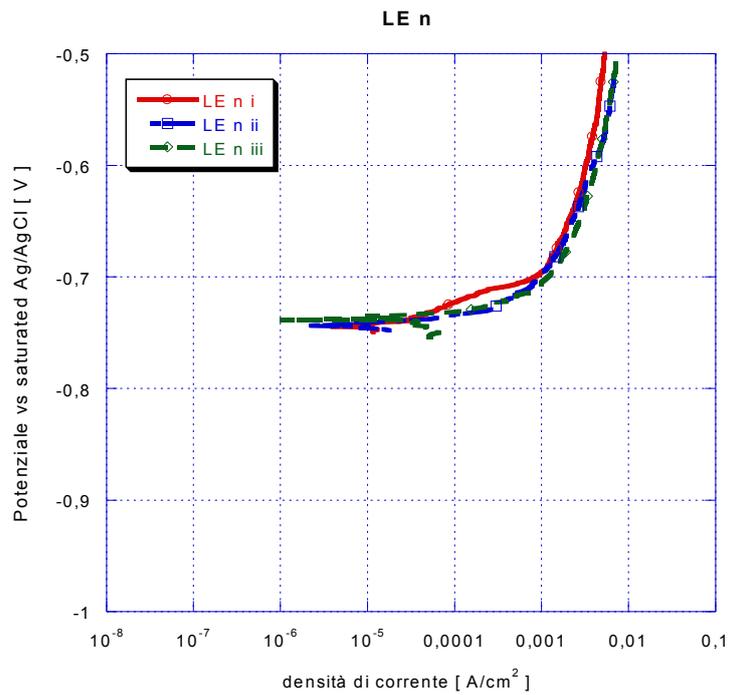


Figura 4-48. Curve di polarizzazione provino LE nugget.

Dalle curve di polarizzazione si evince che i potenziali di corrosione dei provini LE nella zona dell'advancing e del nugget sono più bassi rispetto quelli del materiale base 7075 e quasi coincidenti con i potenziali di pitting.

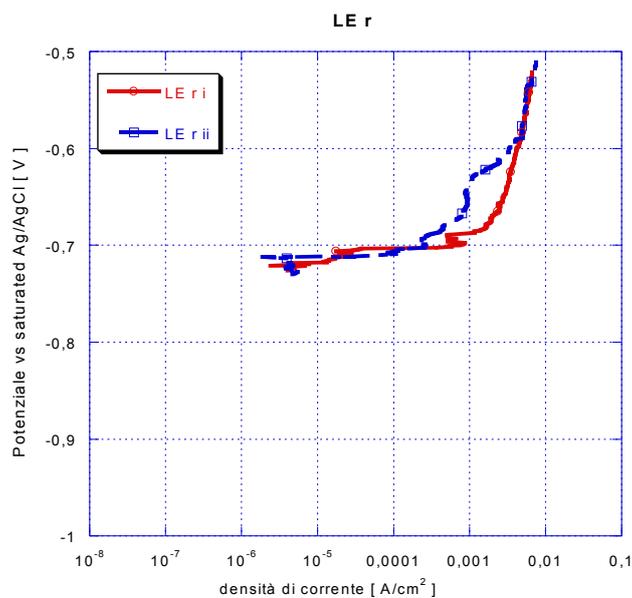


Figura 4-49. Curve di polarizzazione provino LE retraining.

Come raffigurato, nella retreating zone il potenziale assume valori più elevati rispetto l'advancing, il nugget e anche rispetto la lega del materiale base 7075.

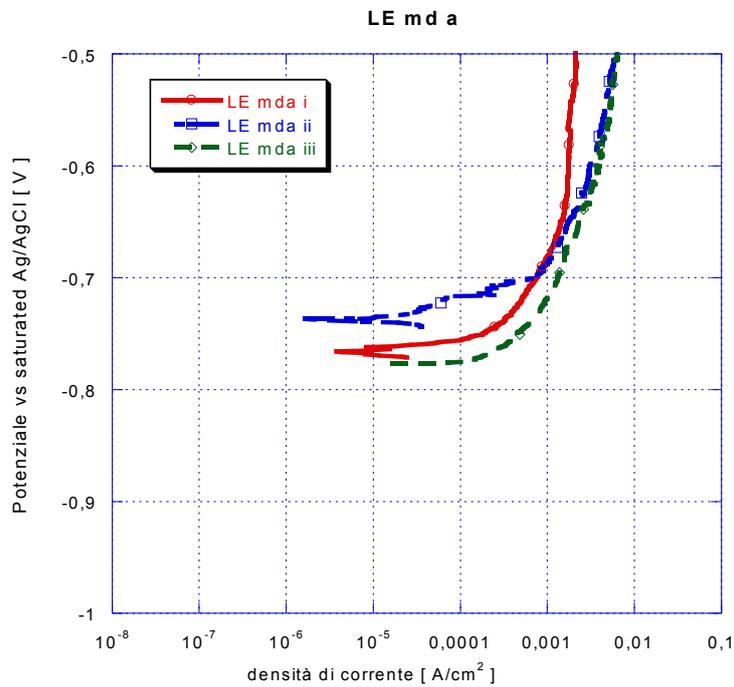


Figura 4-50. Curve di polarizzazione provino LE md advancing.

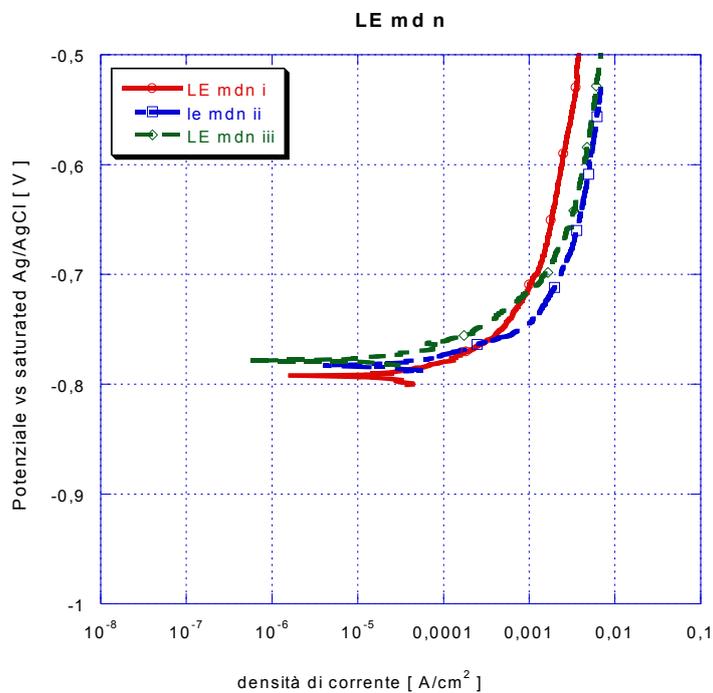


Figura 4-51. Curve di polarizzazione provino LE md nugget.

Dalle due figure emerge che in corrispondenza dell'mda e dell'mdn il materiale presenta caratteristiche elettrochimiche intermedie tra i due materiali base 7075 e 2024, inoltre è possibile notare che il materiale correde per pitting appena immerso in soluzione.

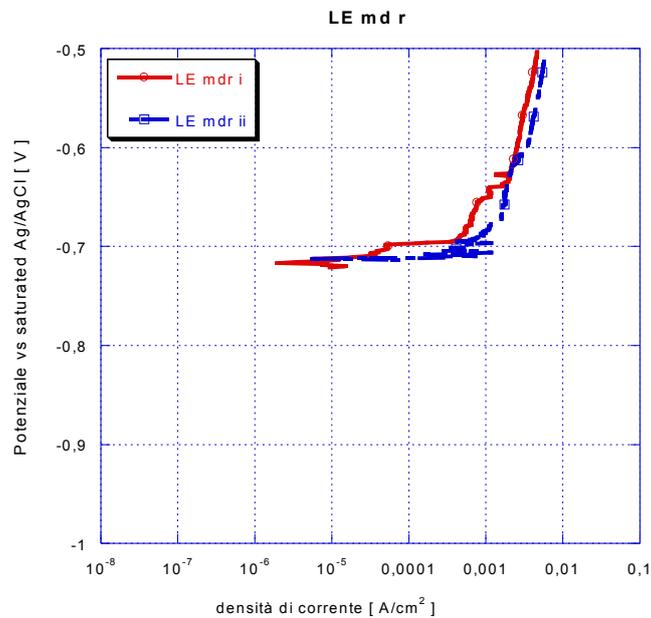


Figura 4-52. Curve di polarizzazione provino LE md retraining.

Nell'mdr è possibile notare che si hanno potenziali più alti rispetto all'mda e all'mdn

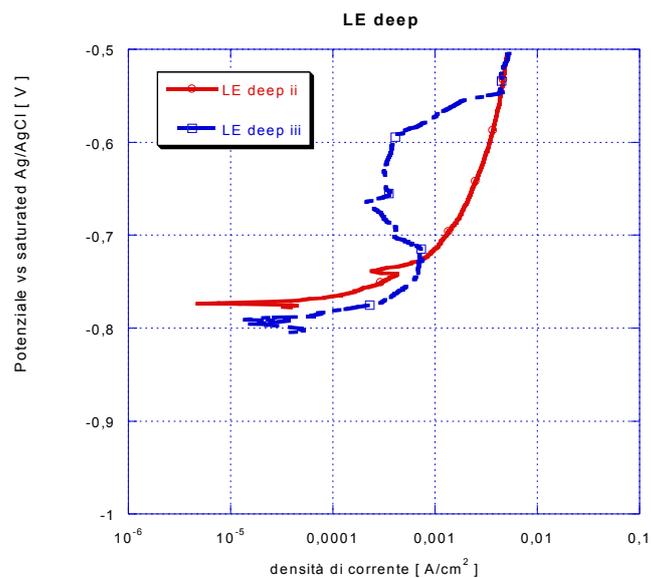


Figura 4-53. Curve di polarizzazione provino LE deep nugget.

Dalla figura sopra esposta è possibile notare che in corrispondenza del nugget in profondità il potenziale presenta valori più elevati e quindi che si avvicinano a quelli del materiale base 2024 anche se la zona in esame e quella termomeccanicamente alterata e quindi rispetto al materiale base esibisce potenziali più bassi.

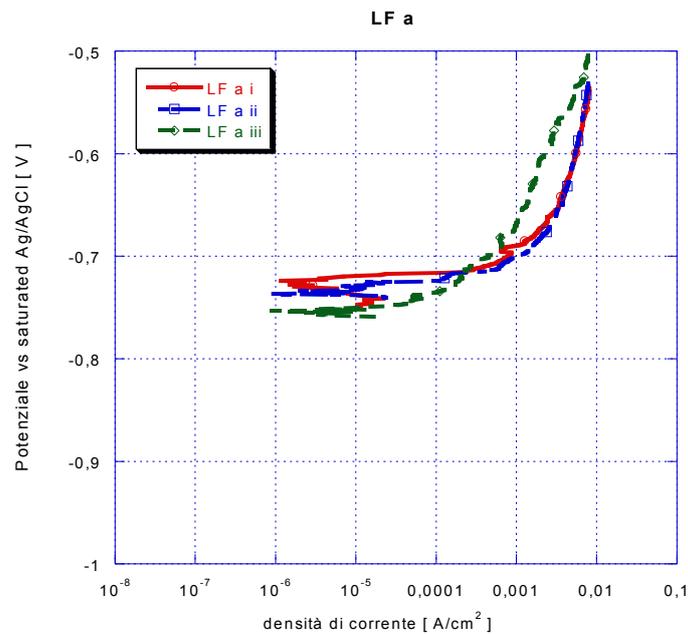


Figura 4-54. Curve di polarizzazione provino LF advancing.

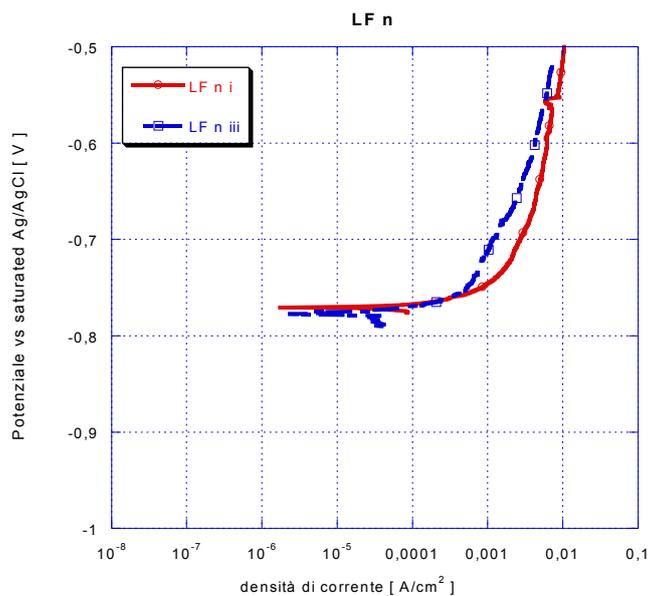


Figura 4-55. Curve di polarizzazione provino LF nugget.

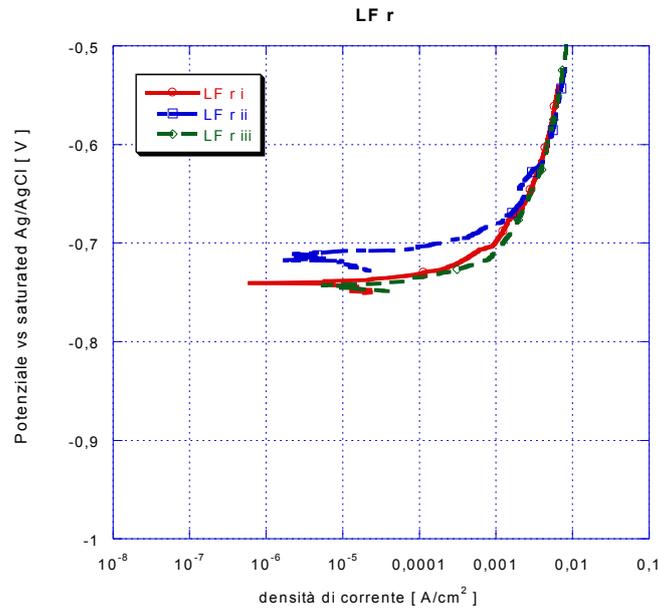


Figura 4-56. Curve di polarizzazione provino LF retraining.

Dalla Figura 4-55 e Figura 4-56 è possibile notare che i provini LF in corrispondenza della zona relativa all'advancing e al retraining esibiscono potenziali di corrosione abbastanza alti.

Dalla Figura 4-55 si nota che, rispetto l'advancing e il retraining, nella zona relativa al nugget i potenziali sono più bassi e simili a quelli del materiale base 7075. C'è inoltre da evidenziare che il materiale, in tutte e tre le zone corrode per pitting appena immerso in soluzione.

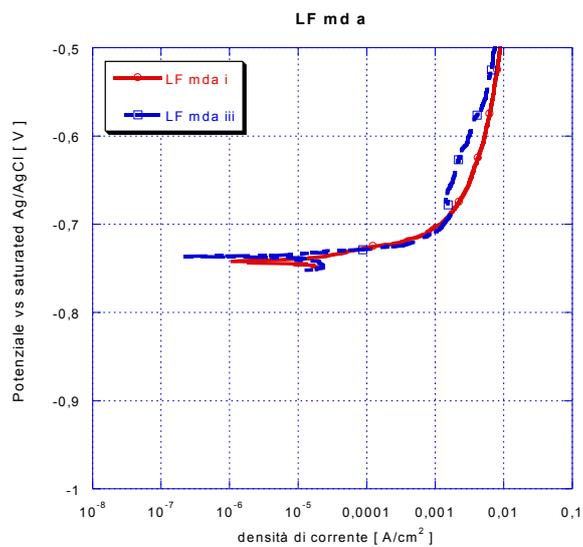


Figura 4-57. Curve di polarizzazione provino LF md advancing.

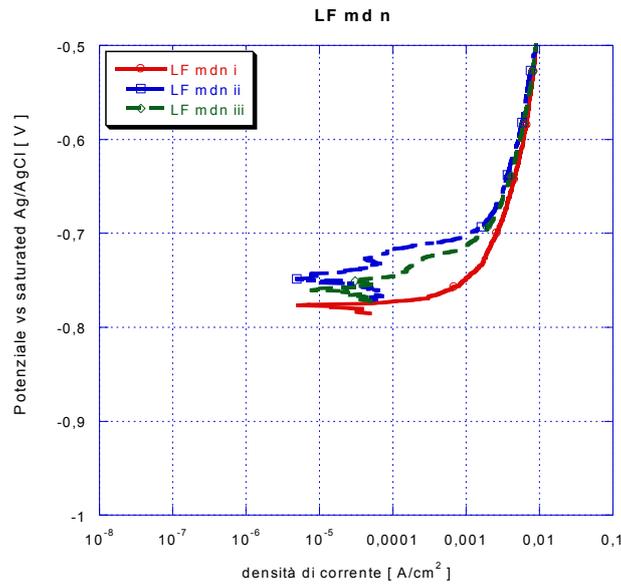


Figura 4-58. Curve di polarizzazione provino LF md nugget.

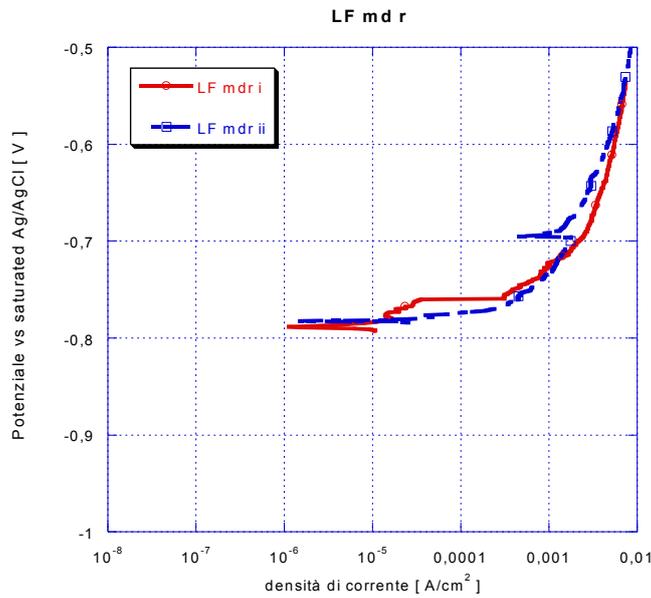


Figura 4-59. Curve di polarizzazione provino LF md retraining.

Dalle figure appena mostrate emerge che in corrispondenza dell'nda il materiale presenta caratteristiche elettrochimiche intermedie tra i due materiali base 7075 e 2024, inoltre è possibile notare che il materiale corrode per pitting appena immerso in soluzione. In corrispondenza della

zona mediana relativa al nugget si ha un innalzamento dei potenziali che ricrollano immediatamente in quella relativa al retreating.

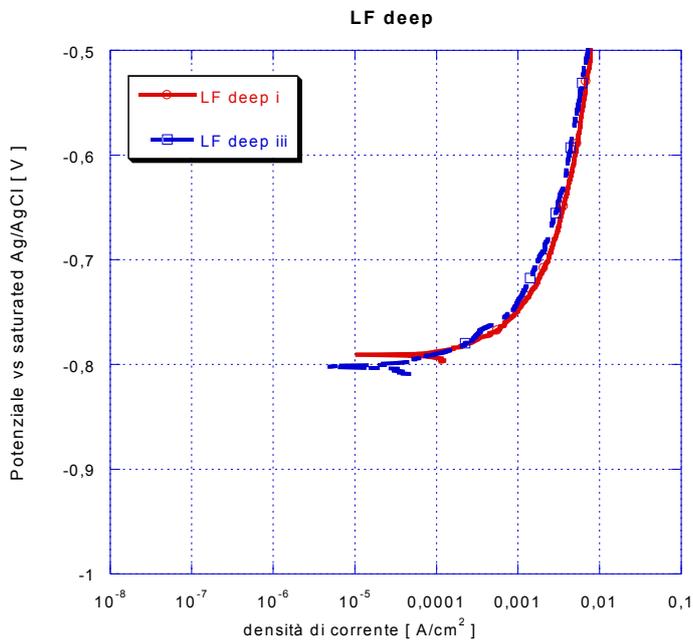


Figura 4-60. Curve di polarizzazione provino LF deep nugget.

Nel nugget in profondità, i provini LF presentano potenziali molto bassi e ciò è dovuto al fatto che ci troviamo in piena zona termo meccanicamente alterata.

Da una prima analisi, quello che si può osservare è che le caratteristiche elettrochimiche (potenziale di pitting) si presentano pressoché invariate nei tre casi, ovvero al variare della velocità d'avanzamento dell'utensile per effettuare la saldatura, non si notano differenze apprezzabili dei potenziali di pitting. Tuttavia andando ad analizzare i dati nel particolare, è possibile notare che tali proprietà tendono a migliorare al crescere della velocità e dunque al diminuire del calore generato durante il processo di saldatura. Nello specifico i valori migliori si osservano nel caso dei provini LE, ovvero in corrispondenza della velocità intermedia di saldatura (165 mm/min), a conferma di quanto avvenuto nel caso del potenziale di libera corrosione, dove il provino LE esibiva le migliori caratteristiche.

La piccola variabilità della corrente i_{pit} dimostra che non esiste un grande cambiamento nel numero e nella morfologia dei difetti dello strato di ossido tra le varie regioni, mentre i valori differenti di E_{pit} sono effetto proprio del procedimento FSW.

Da una prima analisi, quello che si può osservare è che le caratteristiche elettrochimiche (potenziale di pitting) tende a migliorare al variare dei parametri del processo, nel nostro caso la velocità d'avanzamento dell'utensile per effettuare la saldatura. In particolare si può affermare che tali proprietà migliorano proporzionalmente al crescere della velocità di avanzamento impostata. Dunque a saldature più fredde corrispondono caratteristiche elettrochimiche migliori. E' bene sottolineare, che è considerata più "fredda" la saldatura che presenta una più alta velocità d'avanzamento, dal momento che così facendo il materiale resta in contatto con l'utensile per un tempo minore e diminuisce il calore apportato nell'unità di tempo. Un'altra cosa che si può osservare è la conferma di quanto accade con le leghe di alluminio, ovvero che potenziali di libera corrosione e potenziali di pitting spesso sono prossimi eccetto le differenze imputabili ad una misura a circuito aperto ed una misura a circuito chiuso. Inoltre, la piccola variabilità della corrente i_{pit} dimostra che non esiste un grande cambiamento nel numero e nella morfologia dei difetti dello strato di ossido tra le varie regioni, mentre i valori differenti di E_{pit} sono effetto proprio del procedimento FSW.

Il valore della densità di corrente di pitting rappresenta una misura della superficie dei pits superficiali; quindi più grande è il valore di i_{pit} , maggiore sarà il numero dei pits presenti sulla superficie metallica; conseguentemente il numero di difetti superficiali risulterà anch'esso proporzionale a tale valore di corrente, e nel caso in esame la corrente di pitting assume valori abbastanza alti.

Si può inoltre osservare che la zona a maggior nobiltà elettrochimica è la deep nugget in tutti e tre i provini testati. Questo fenomeno si può spiegare prendendo in considerazione il processo e i dati elettrochimici delle leghe di base. La lega 7075 presenta un potenziale di corrosione a circuito aperto $E_{corr} = -0,77V$, come mostrato in figura 4.27, mentre la lega 2024 presenta un potenziale di corrosione $E_{corr} = -0,651V$. Risulta evidente, quindi, che il più alto potenziale di corrosione della zona deep nugget è dovuto alla composizione della lega base AA 2024 cui compete un potenziale più alto dovuto alla presenza di precipitati di Cu.

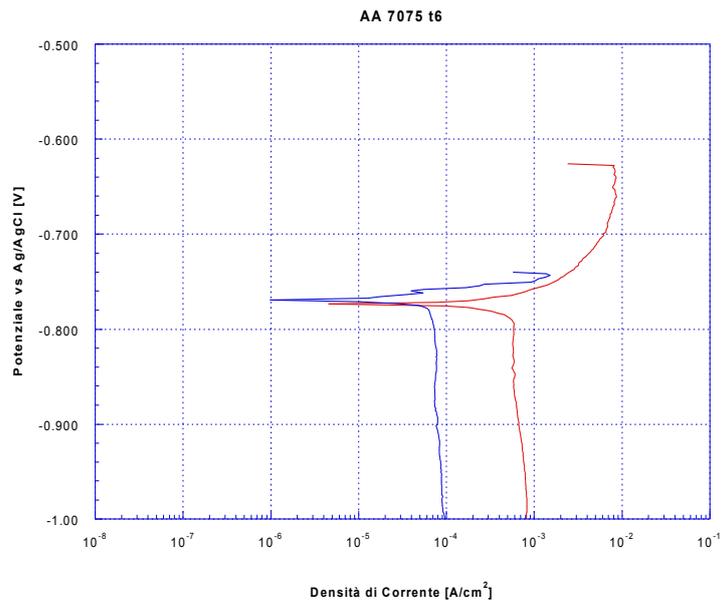


Figura 4-61. Curve di polarizzazione lega base 7075 T6

Di seguito sono illustrate le macrografie realizzate sui tre provini dopo 24 ore dalla deposizione del gel.



a)



b)

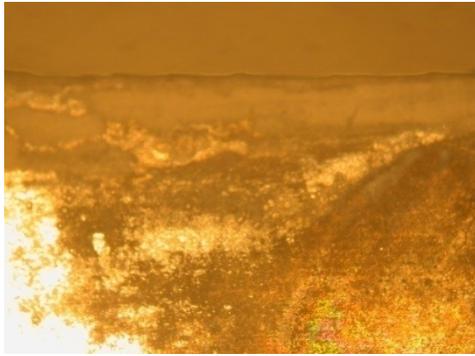


c)

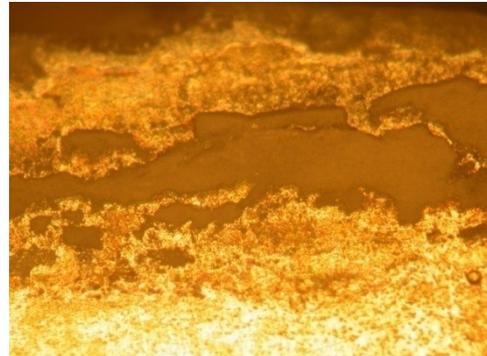
Figura 4-62. Macrografie provini gel- a): provini LD; b): provini LE; c): provini LF

Dalla Figura 4-62 si evince che nelle prime 24 ore i provini non mostrano segni evidenti di attacco.

Dopo 7 giorni, per poter effettuare valutazioni nelle zone di attacco è necessario far riferimento alle micrografie effettuate sui

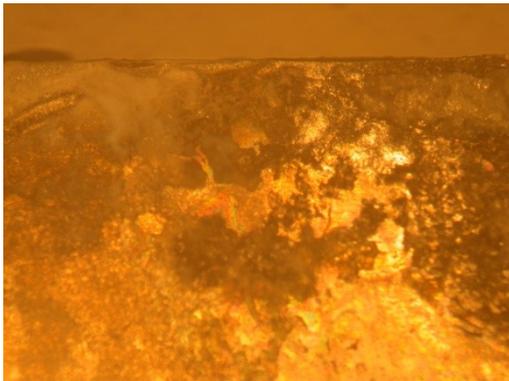


a)5x

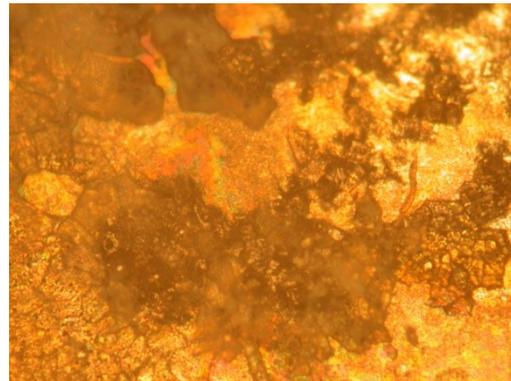


b) 10x

Figura 4-63. Superficie relative all'advancing zone [PROVINO LD].

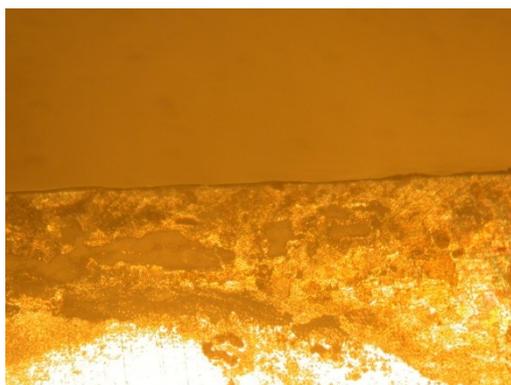


a)5x

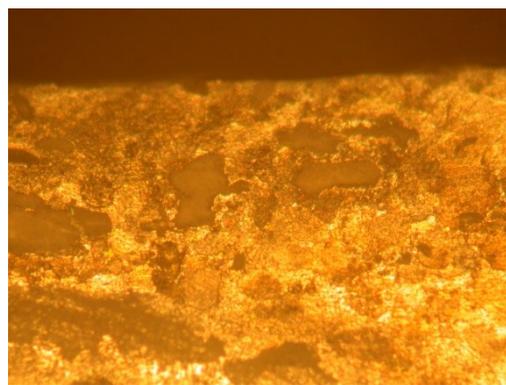


b)10x

Figura 4-64. Superficie relativa alla nugget zone [PROVINO LD].



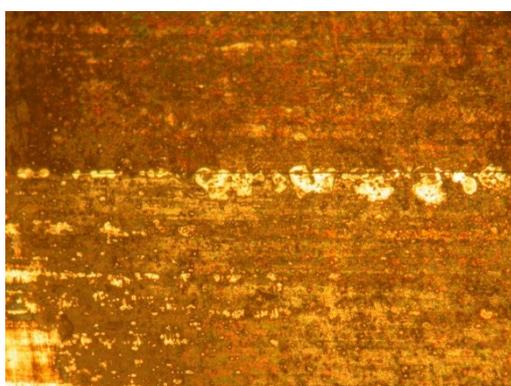
a) 5x



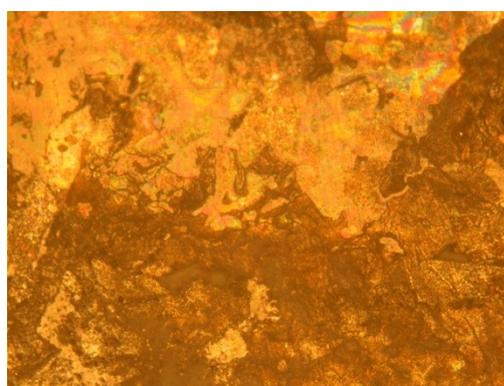
b) 10x

Figura 4-65. Superficie relativa alla retreating zone [PROVINO LD].

Dalle micrografie sopra esposte si evince che la zona relativa all'advancing presenta evidenti segni attacco, quella relativa al nugget è attaccata ma in maniera più superficiale, e quella relativa al retreating sembra presentare segni di corrosione intergranulare.



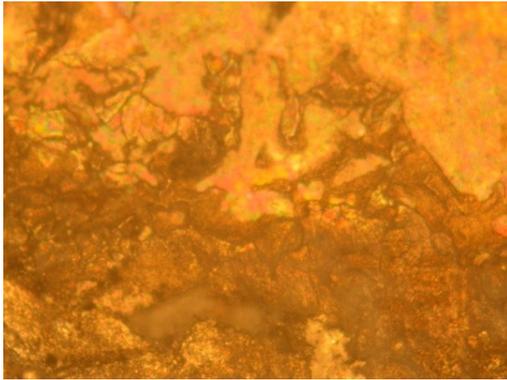
a)5x



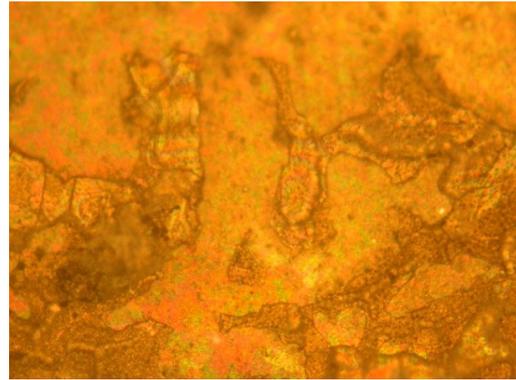
b) 10x

Figura 4-66. Superficie relativa zona mediana dell'advancing [PROVINO LD].

Nell'mda sono evidenti segni di corrosione soprattutto all'interfaccia dei due lamierini dovuti a forme di attacco di tipo cervice.

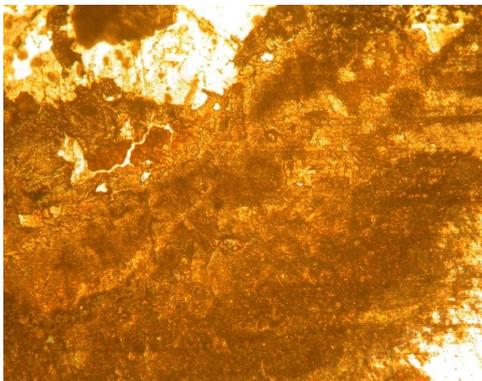


a) 10x

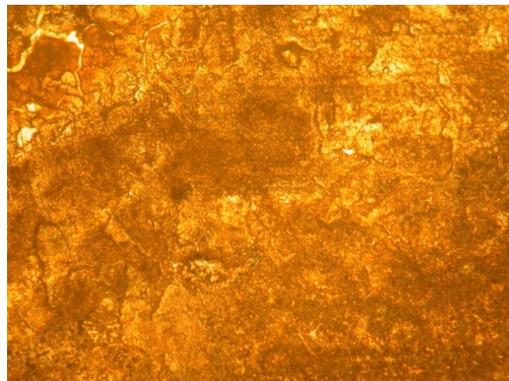


b) 20x

Figura 4-67. Superficie relativa alla zona mediana del nugget [PROVINO LD].



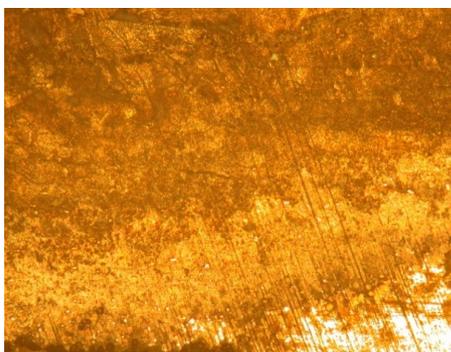
a) 5x



b) 10x

Figura 4-68. Superficie relativa alla zona mediana del retreating [PROVINO LD].

Dalla Figura 4-68 si evince che l'mdr risulta una zona solo marginalmente corrosa.



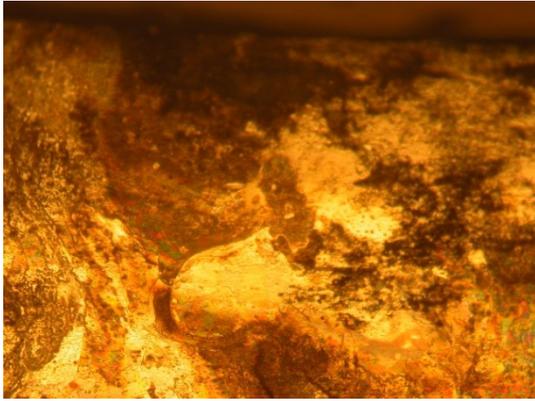
a) 5x



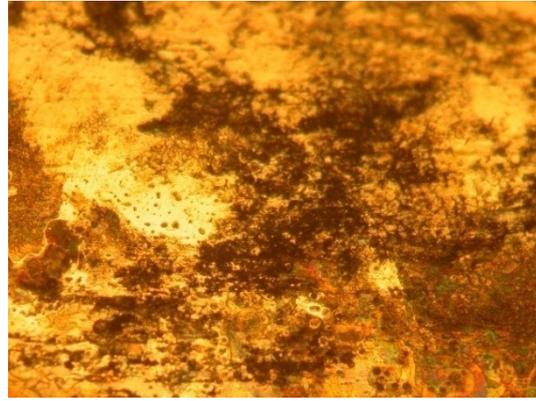
b) 10x

Figura 4-69. Superficie relativa al deep nugget [PROVINO LD].

Nelle micrografie riguardanti il nugget in profondità si notano evidenti segni di attacco, in particolare nella zona termo meccanicamente alterata resta evidente la separazione tra la zona saldata e il materiale base della lamiera 2024.



a) 5x

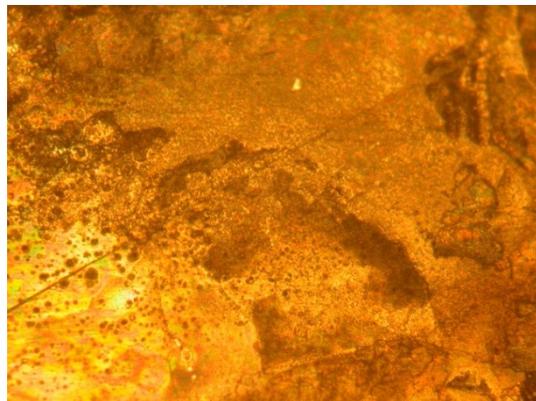


b) 10x

Figura 4-70. Superficie relativa alladvancing zone [PROVINO LE].

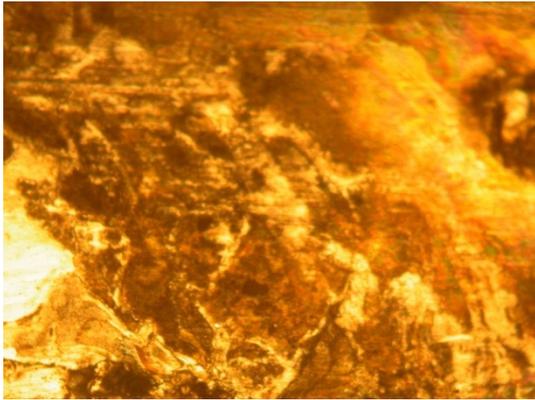


a)5x

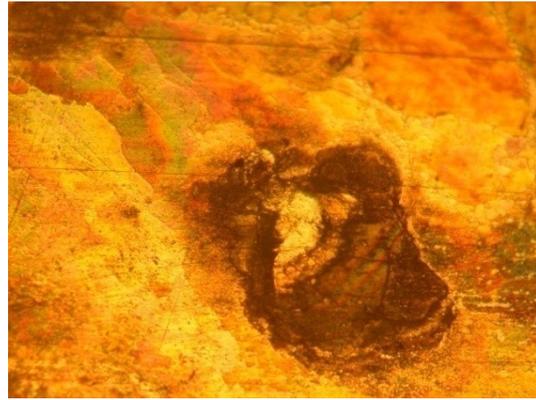


b) 10x

Figura 4-71. Superficie relativa alla nugget zone [PROVINO LE].



a) 5x



b) 10x

Figura 4-72. Superficie relativa alla retreating zone [PROVINO LE].

Dalle micrografie relative ai provini LE è evidente che il materiale risulta molto aggredito nell'advancing e nel retreating mentre nel nugget l'attacco appare superficiale.



a) 5x



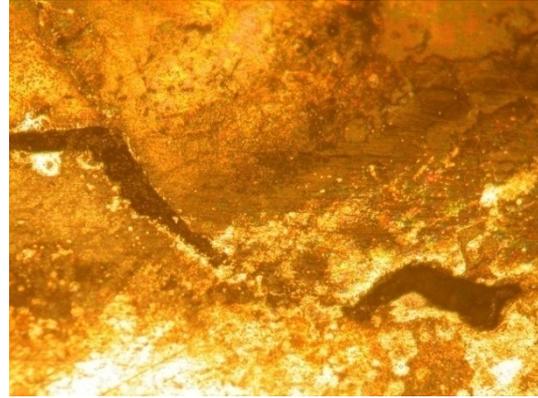
b) 10x

Figura 4-73. Superficie relativa alla zona mediana dell'advancing [PROVINO LE].

Nella zona mediana dell'advancing ciò che risulta maggiormente attaccato è l'interfaccia tra le due lamiere che è tale da evidenziare la separazione tra le stesse.



a) 5x



b) 10x

Figura 4-74. Superficie relativa alla zona mediana del nugget [PROVINO LE].

Nella zona mediana relativa al nugget si evidenzia un profondo attacco lungo le linee di flusso del materiale durante la saldatura.



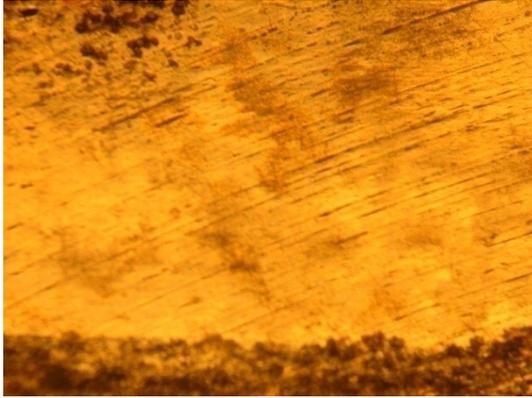
a) 5x



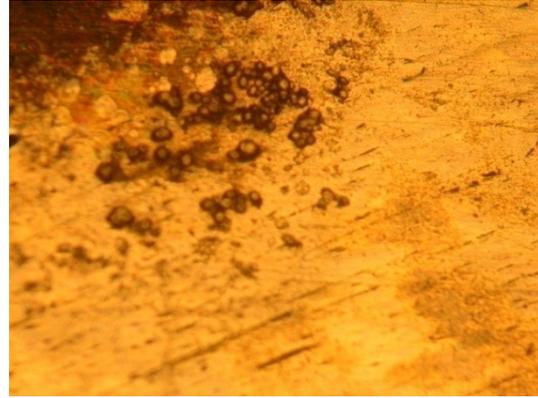
b) 10x

Figura 4-75. Superficie relativa alla zona mediana del retreating [PROVINO LE].

Nella zona mediana del retreating come in quella relativa all'advancing si nota che ciò che risulta maggiormente attaccato è l'interfaccia tra le due lamiere che è tale da evidenziare la separazione tra le stesse.



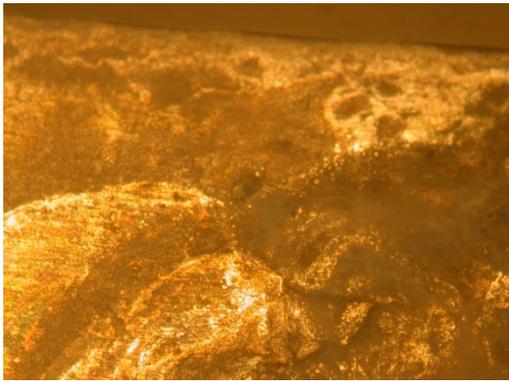
a) 5x



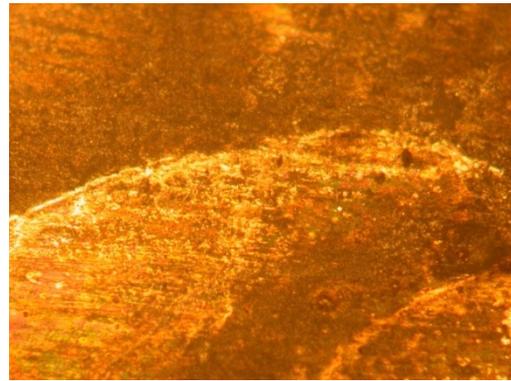
b) 10x

Figura 4-76. Superficie relativa al deep nugget zone [PROVINO LE].

Nel nugget in profondità si evidenzia la formazione di precipitati catodici di cloruro di sodio in corrispondenza del materiale base, evidenziando quella che è la natura catodica della lega 2024.



a) 5x

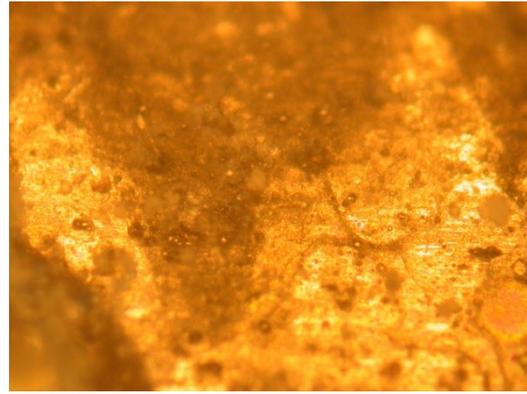


b) 10x

Figura 4-77. Superficie relativa all'advancing zone [PROVINO LF].

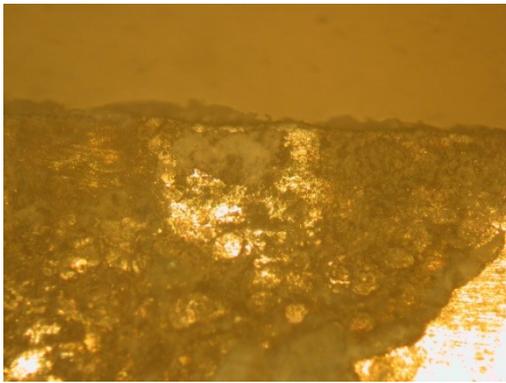


a) 5x

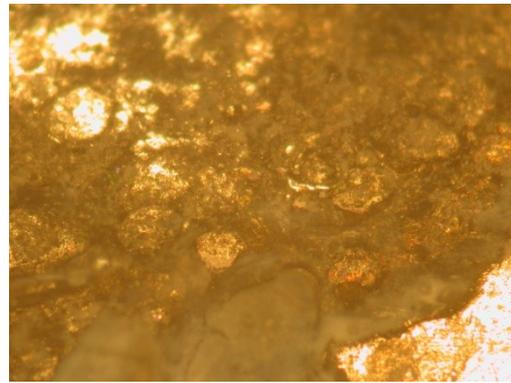


b) 10x

Figura 4-78. Superficie relativa alla nugget zone [PROVINO LF].



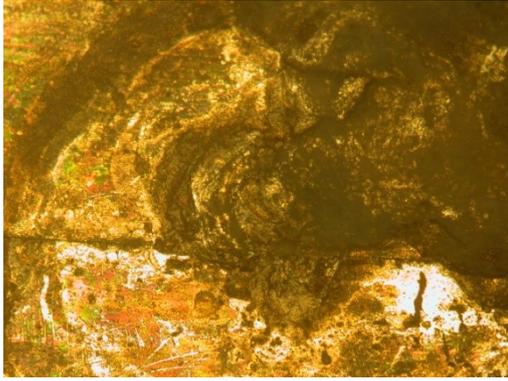
a) 5x



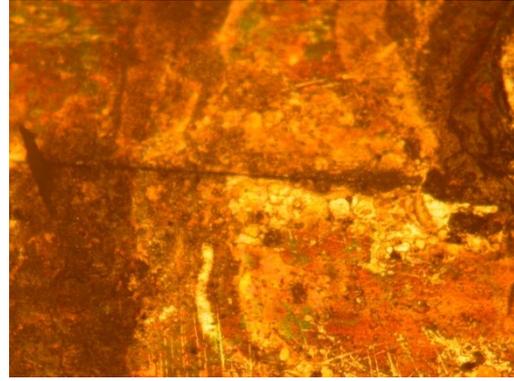
b) 10x

Figura 4-79. Superficie relativa alla retreating zone [PROVINO LF].

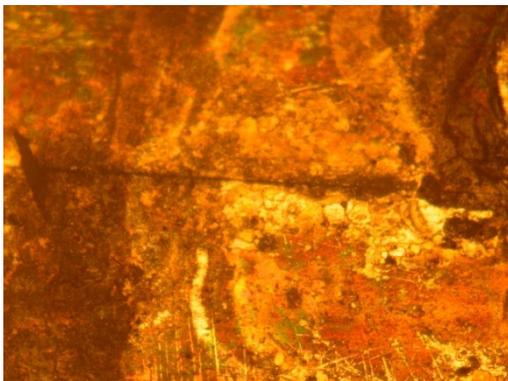
I provini LF, come mostrano le micrografie, nella parte superiore relativa all'advancing e al retreating non risultano particolarmente aggrediti. Al contrario in corrispondenza del retreating sono visibili evidenti segni di corrosione.



a) 5x



b) 10x

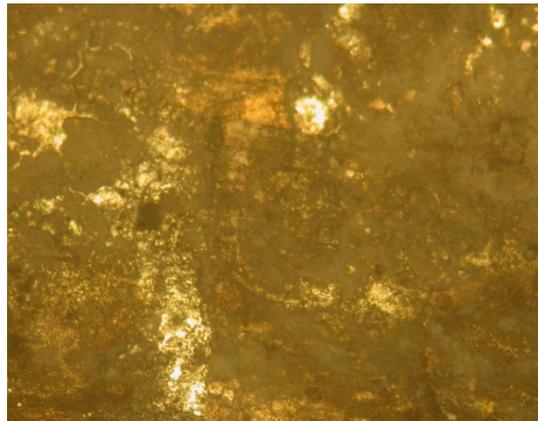


c) 10x

Figura 4-80. Superficie relativa alla zona mediana dell'advancing [PROVINO LF].

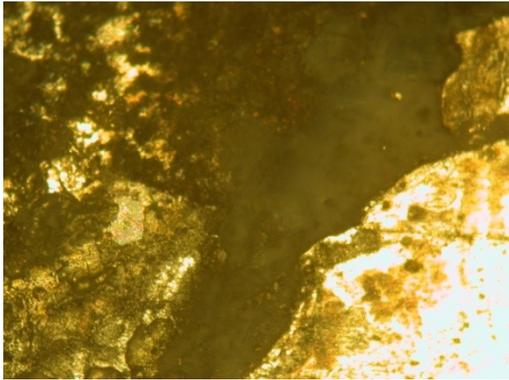


a) 5x

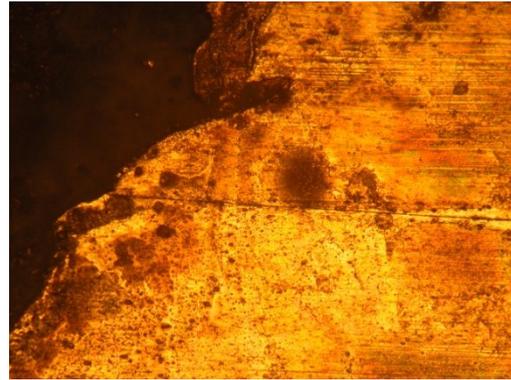


b) 10x

Figura 4-81. Superficie relativa alla zona mediana del nugget [PROVINO LF].



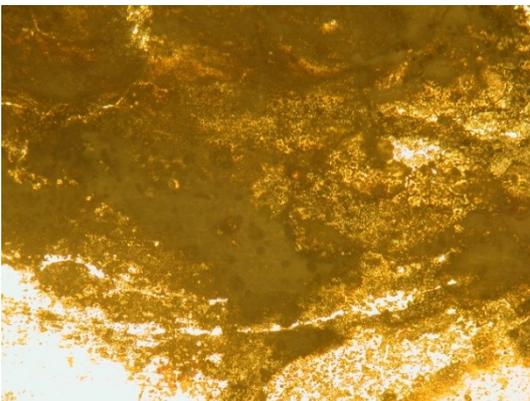
a) 5x



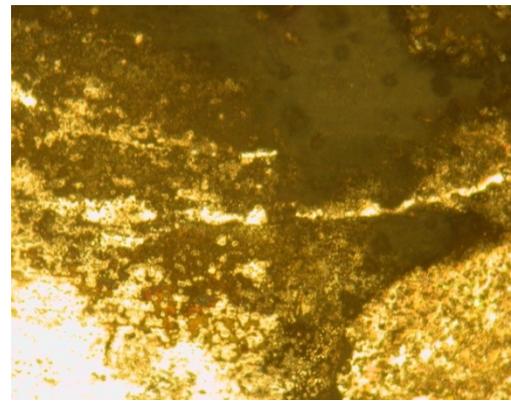
b) 10x

Figura 4-82. Superficie relativa alla zona mediana del retreating [PROVINO LF].

Le micrografie relative alla zona mediana dell'advancing e del retreating mostrano che il pezzo risulta essere particolarmente aggredito cosa che invece non accade nella zona mediana del nugget dove l'attacco appare più blando.



a) 5x



b) 10x

Figura 4-83. Superficie relativa alla deep nugget zone [PROVINO LF].

Dalle due micrografie sopra esposte si osserva la formazione di ossido superficiale nel nugget in profondità.

A conclusione delle analisi elettrochimiche è stato possibile osservare come le proprietà dei giunti siano legate ai parametri di processo della saldatura. Si è valutato come la resistenza alla corrosione

sia maggiore in relazione al giunto realizzato impostando una più alta velocità di avanzamento; questo comportamento. Si è osservato come la zona deep nugget presenta potenziali di pitting più alti e quindi una maggiore resistenza alla corrosione, questo è legato alla particolare lega che si ha dal lato freddo della saldatura, ovvero la AA 2198, i cui elementi alliganti Cu formano dei particolari precipitati che tendono ad inibire il fenomeno corrosivo. In ultima istanza possiamo illustrare quanto ottenuto mediante l'esecuzione del test Anova circa i potenziali di pitting sulle tre zone, advancing, nugget e retreating; effettuando un test a due vie, avendo come fattori di analisi la posizione dove è stata eseguita la prova e la velocità di avanzamento della saldatura in entrambi i casi la varianza indotta non risulta essere significativamente differente da quella fisiologica, denotando in questo qual modo l'inefficacia dei due fattori.

Paragrafo 4.4 – Giunto FSW overlap AA 7075 T6 – AA 2198 T4

E' bene ricordare che il valore del potenziale di libera corrosione, ottenuto dalle misure a circuito aperto con la tecnica della goccia, non può essere interpretato come l'esatto potenziale di equilibrio in soluzione del materiale esaminato; tuttavia, nell'ottica di un'analisi dell'uniformità di comportamento del manufatto, i valori misurati costituiscono un buono strumento di valutazione. I valori del potenziale di equilibrio sono stati acquisiti al termine di prove a circuito aperto, durante le quali si è raggiunto un valore stabile come mostrato in Figura 4-84.

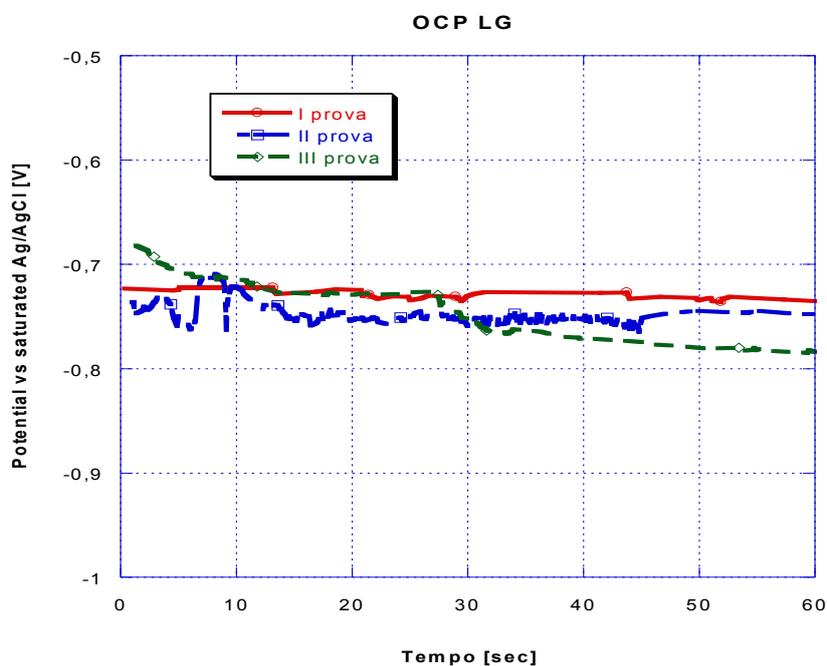


Figura 4-84. Andamento del potenziale di equilibrio, riproducibilità.

In figura 4.2 è stato riportato un andamento significativo del potenziale a circuito aperto ottenuto sul giunto LG.

Nelle Figura 4-85, Figura 4-86 e Figura 4-87 sono riportate delle rappresentazioni grafiche che presentano diversi importanti indicatori dei dati osservati, quali la tendenza centrale, la dispersione, allontanamento dalla simmetria distributiva e identificazione di quelle osservazioni anomale che sono distanti dal nucleo centrale dei dati.

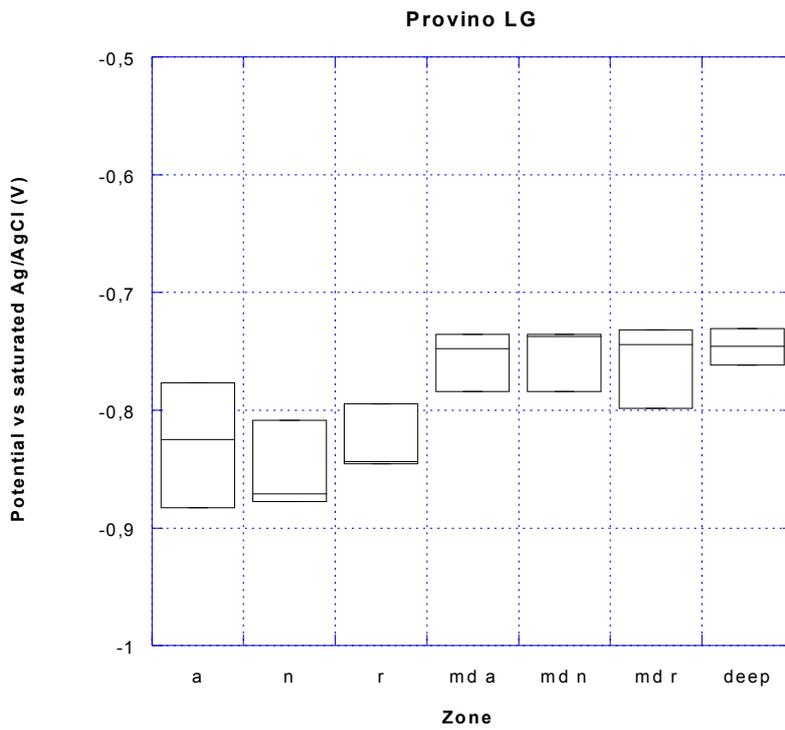


Figura 4-85. Box Plot Provino LG.

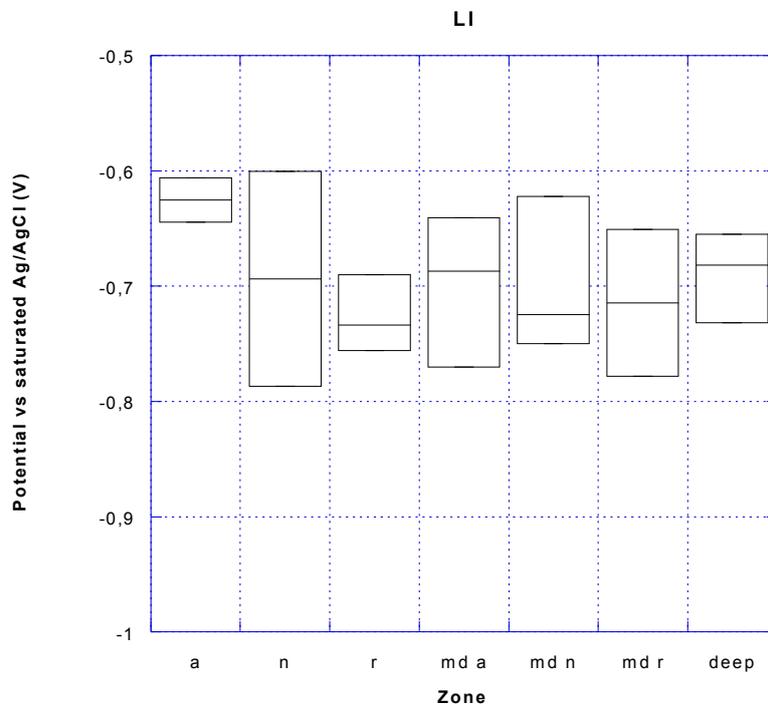


Figura 4-86. Box Plot Provino LI.

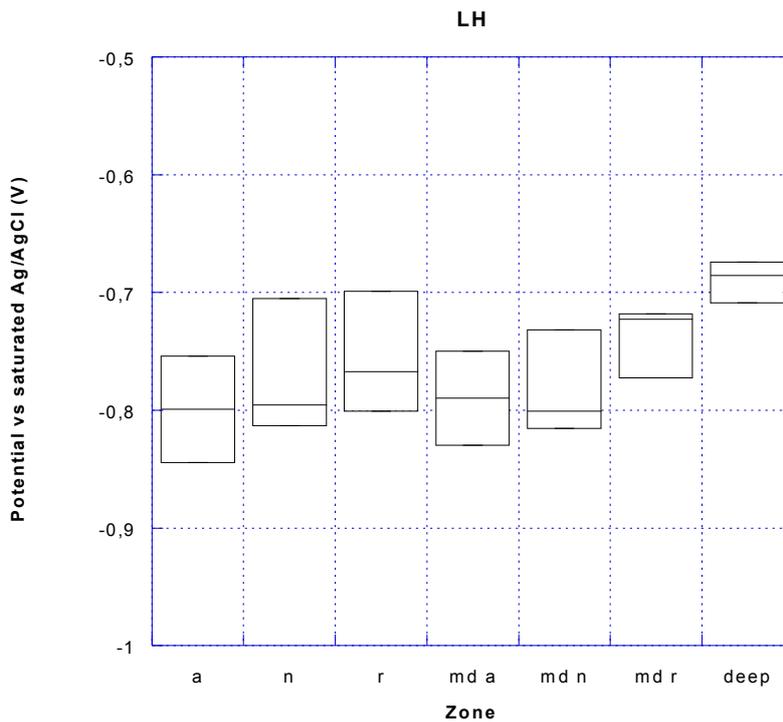


Figura 4-87. Box Plot Provino LH.

Quello che si può osservare è che il provino LG ove la velocità di avanzamento impostata è stata la maggiore [230 mm/min] presenta valori di potenziali di corrosione più bassi, sebbene abbia la varianza più piccola, mentre il provino a cui competono le migliori performance dal punto di vista del potenziale di libera corrosione è il provino LI, a cui compete una saldatura più “calda”. Quello che si evince è comunque una dispersione dei dati non proprio minima, la qual cosa, dal momento che abbiamo a che fare con una misurazione in cui la componente aleatoria è pressoché nulla, fa presagire che tale comportamento possa essere imputato sia all’impostazione del software che alla regolazione della cella a goccia tra una prova e l’altra.

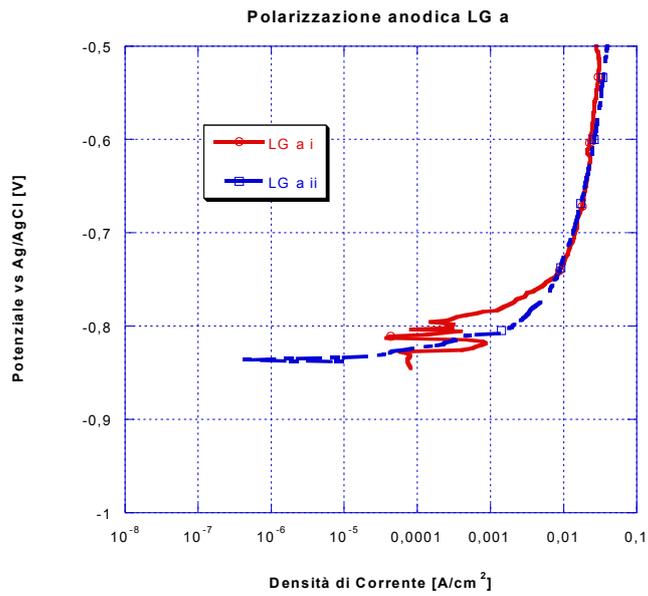


Figura 4-88. Curve di polarizzazione provino LG advancing.

Le curve di polarizzazione di Figura 4-88, mostrano un comportamento della zona advancing ad immediato innesco di pitting con potenziali di corrosione inferiori alla lega base 7075.

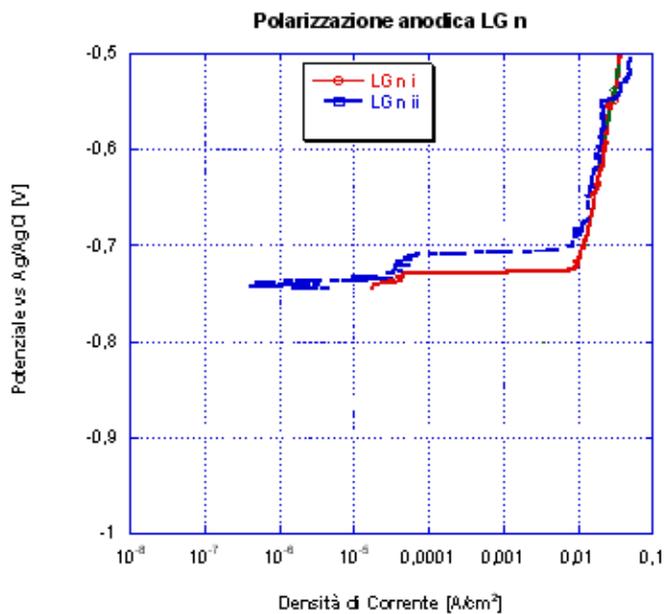


Figura 4-89. Curve di polarizzazione provino LG nugget.

Le curve di polarizzazione di Figura 4-89 mettono in evidenza la presenza di una leggera passività e potenziali di pitting più alti rispetto alla lega base 7075.

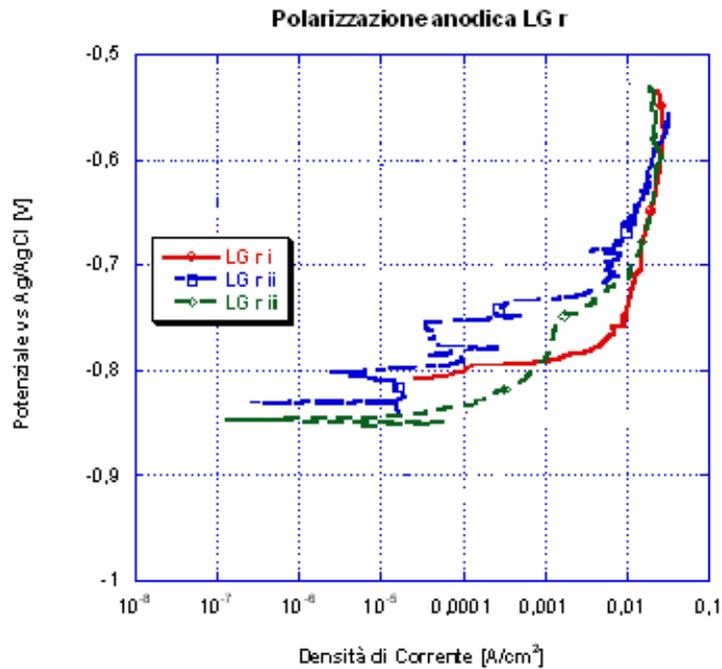


Figura 4-90. Curve di polarizzazione provino LG retraining.

In riferimento alla figura precedente si evince sia una forma di corrosione per pitting che una corrosione intergranulare; i potenziali sono invece più bassi rispetto a quelli della lega 7075.

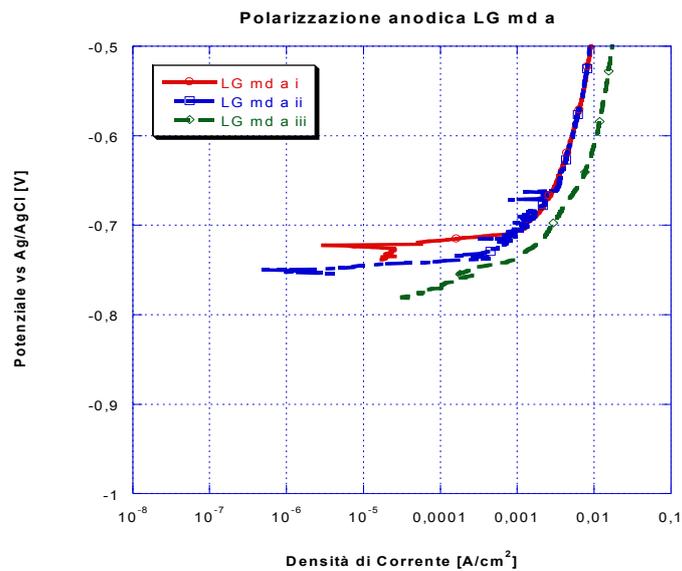


Figura 4-91. Curve di polarizzazione provino LG md advancing.

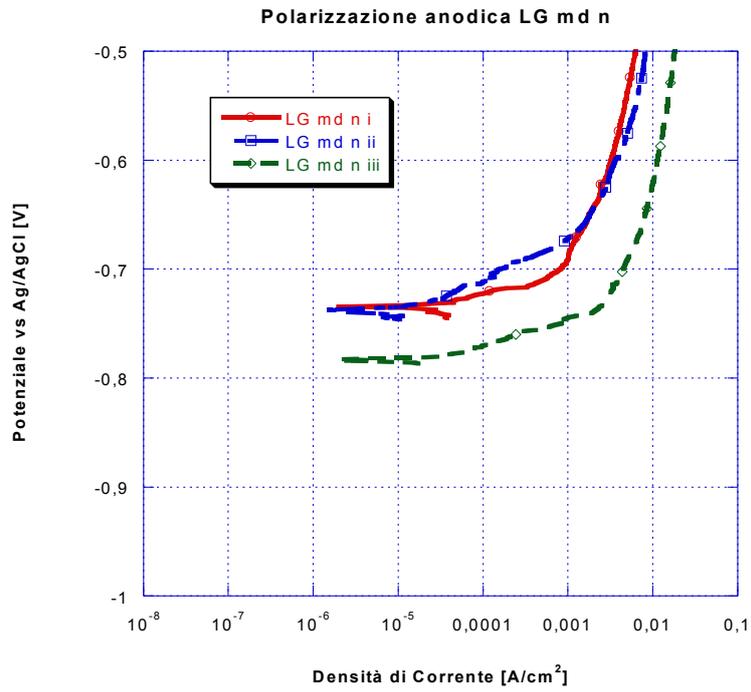


Figura 4-92. Curve di polarizzazione provino LG md nugget.

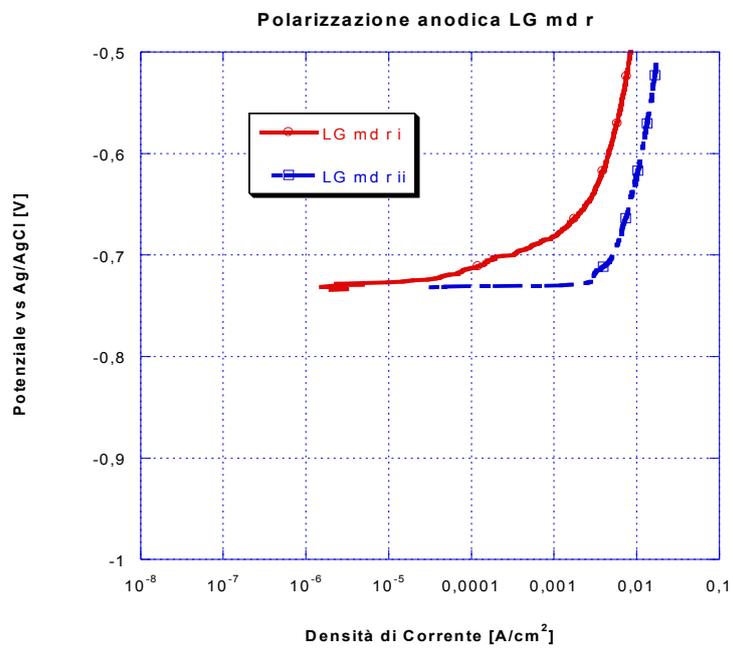


Figura 4-93. Curve di polarizzazione provino LG md retraining.

Le curve di polarizzazione che fanno riferimento alle Figura 4-91, Figura 4-92 e Figura 4-93 mettono in evidenza dei potenziali intermedi tra le due leghe costituenti il giunto FSW questo a causa del mescolamento dei materiali; inoltre si osserva un immediato innesco di pitting.

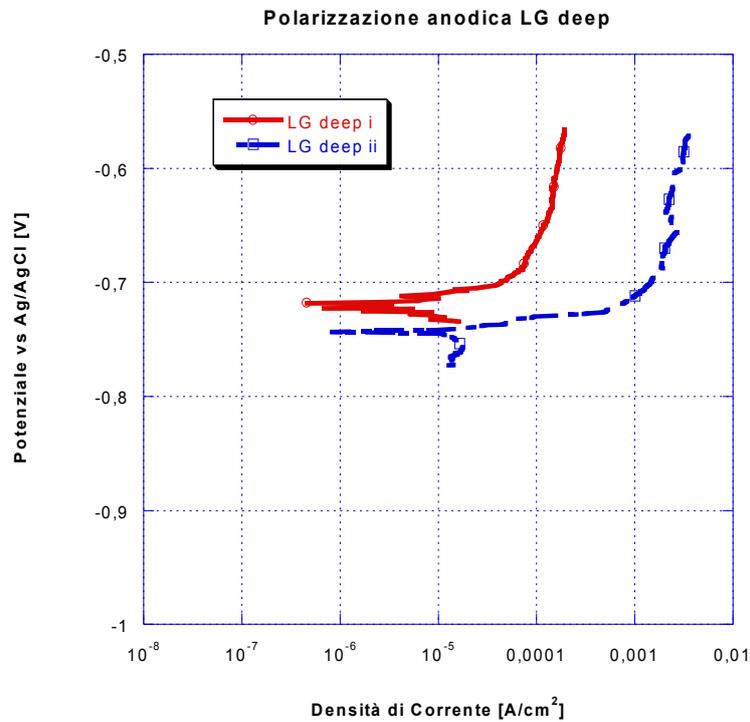


Figura 4-94. Curve di polarizzazione provino LG deep nugget.

Le curve di polarizzazione della Figura 4-94 mettono in luce dei potenziali a circuito aperto OCP simili a quelli della lega base; si può osservare una leggera passività che però occorre a correnti di corrosione elevate il che depaupera la sua forma protettiva.

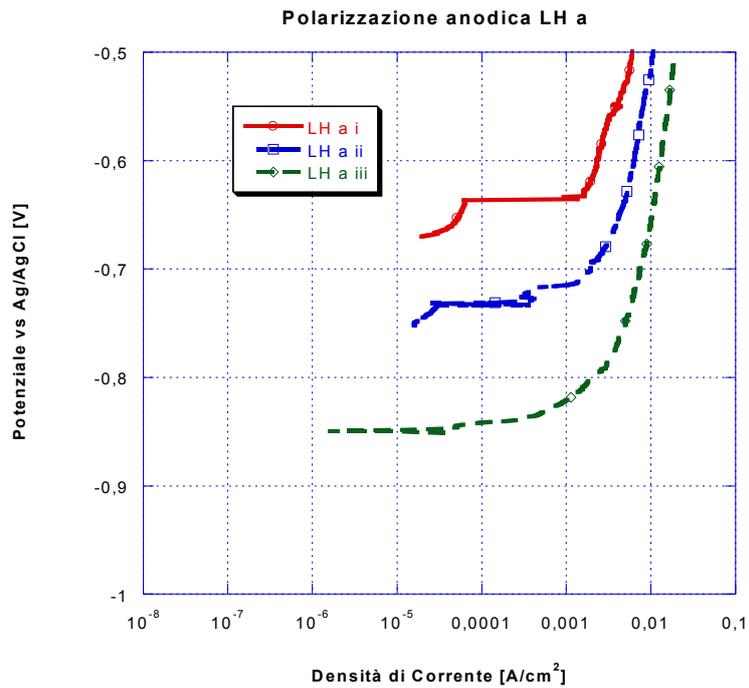


Figura 4-95. Curve di polarizzazione provino LH advancing.

Dalla Figura 4-95 è possibile osservare come la zona advancing del provino LH presenti un immediato innesco del pitting. I potenziali di corrosione risultano essere leggermente più alti rispetto a quello della lega 7075.

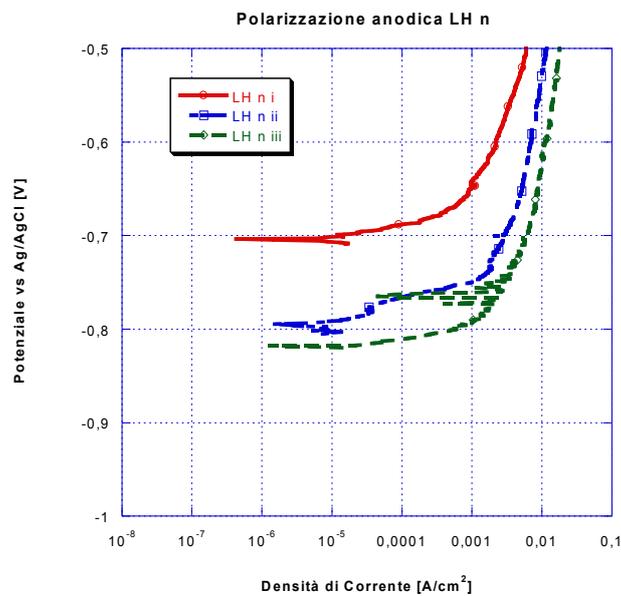


Figura 4-96. Curve di polarizzazione provino LH nugget.

Le curve di polarizzazione della Figura 4-96 mette in luce potenziali di corrosione più alti rispetto alla lega base, ed un innesco immediato del fenomeno del pitting.

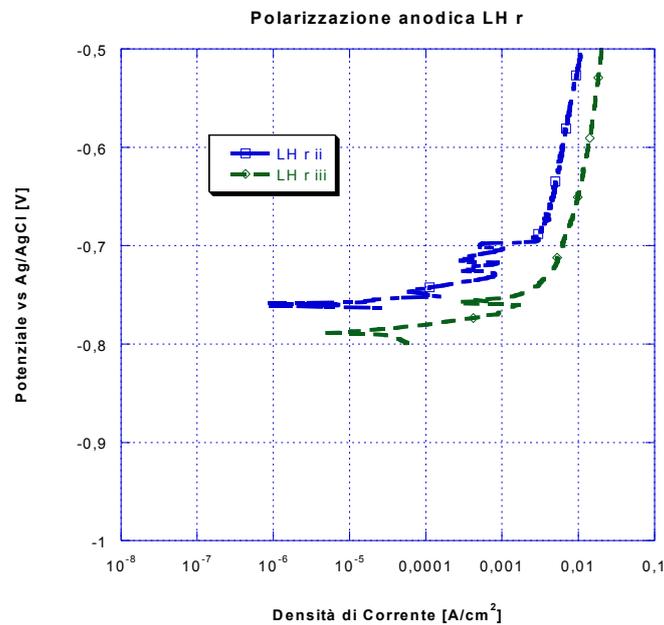


Figura 4-97. Curve di polarizzazione provino LH retraining.

Le curve di polarizzazione di Figura 4-97 mettono in luce potenziali di pitting più bassi della lega base, ed anche in questo caso si ha un innesco immediato del pitting.

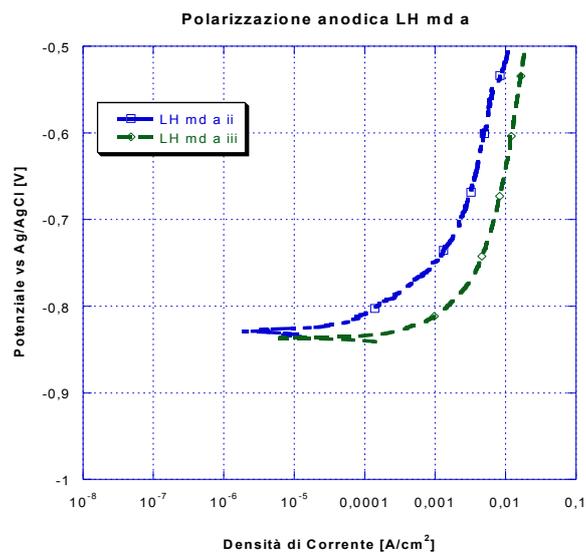


Figura 4-98. Curve di polarizzazione provino LH md advancing.

In Figura 4-98 si evincono potenziali di pitting più bassi della lega base 7075 ed un fenomeno di pitting che ha un innesco immediato.

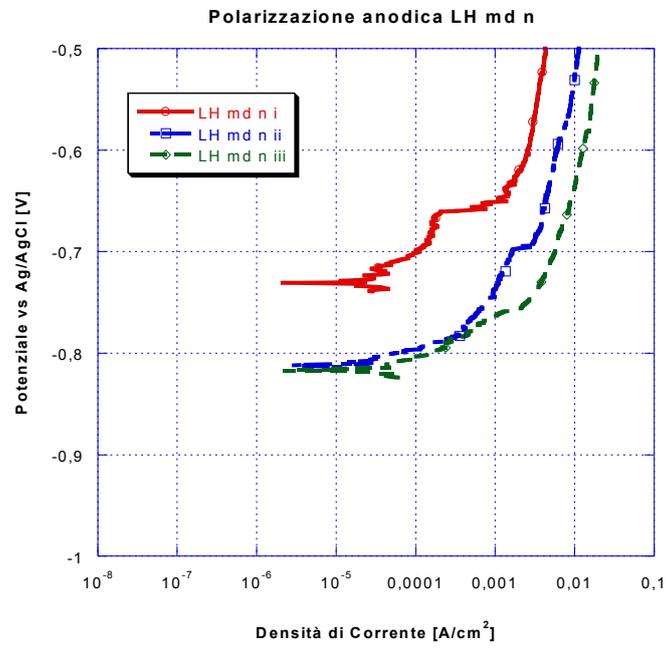


Figura 4-99. Curve di polarizzazione provino LH md nugget.

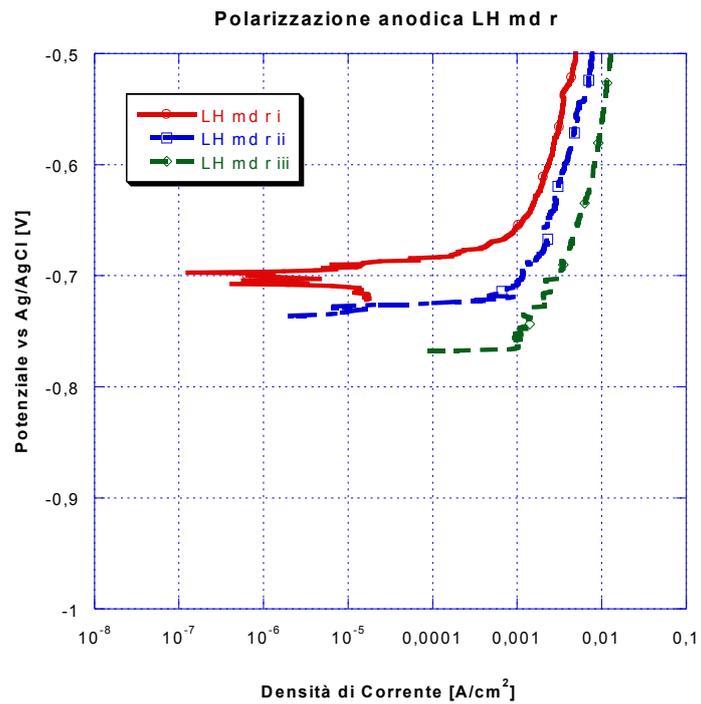


Figura 4-100. Curve di polarizzazione provino LH md retraining.

Le Figura 4-99 e Figura 4-100 prendono in esame le curve di polarizzazione relative alle zone md n ed md r; è possibile osservare potenziali di pitting intermedi tra le due leghe del giunto, questo a causa del mescolamento dei due materiali.

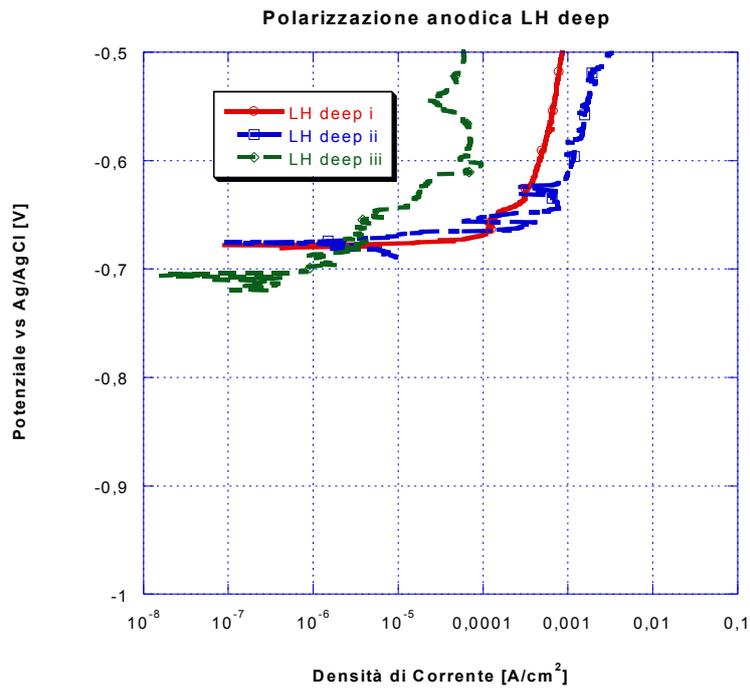


Figura 4-101. Curve di polarizzazione provino LH deep nugget.

In Figura 4-101 si evince un potenziale di corrosione pressocchè coincidente con quello della lega base 2198.

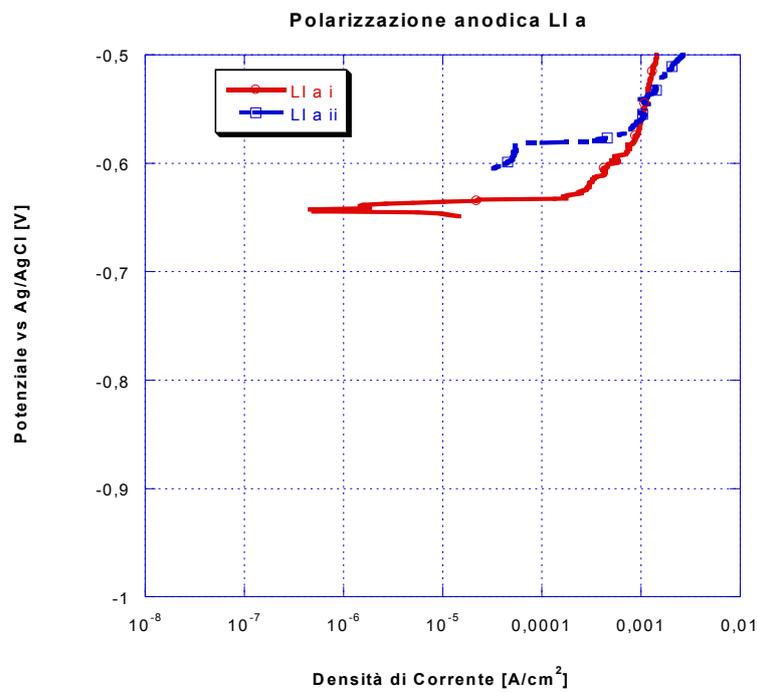


Figura 4-102. Curve di polarizzazione provino LI advancing.

Le curve di polarizzazione di Figura 4-102 evidenziano dei potenziali a circuito aperto OCP alti ed è anche possibile notare un immediato innescio del fenomeno del pitting.

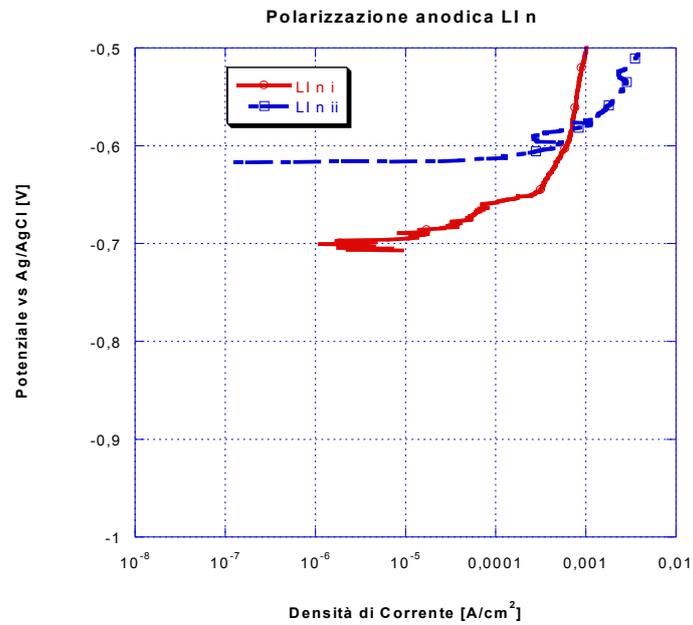


Figura 4-103. Curve di polarizzazione provino LI nugget.

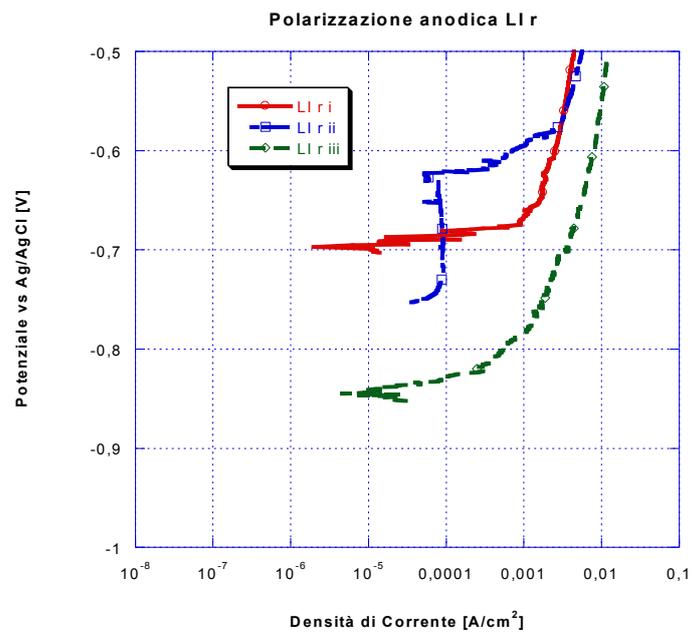


Figura 4-104. Curve di polarizzazione provino LI retraining.

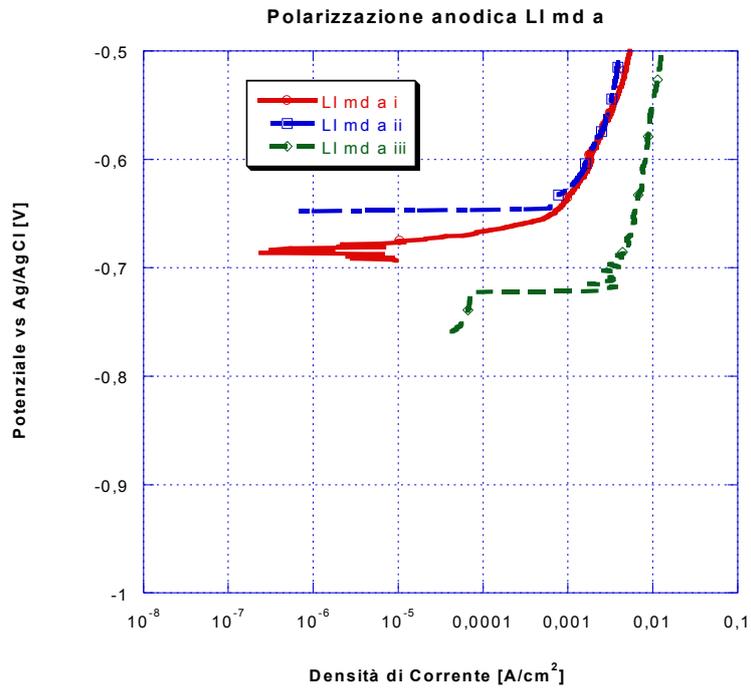


Figura 4-105. Curve di polarizzazione provino LI md advancing.

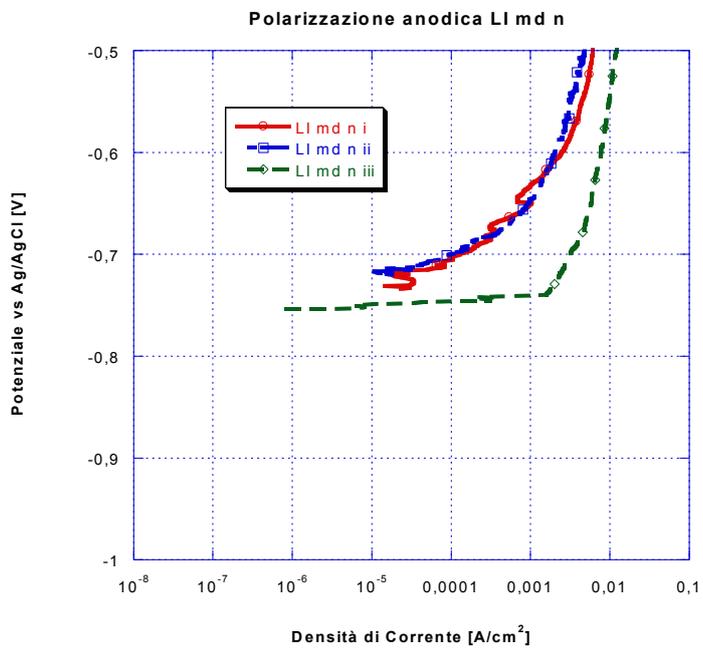


Figura 4-106. Curve di polarizzazione provino LI md nugget.

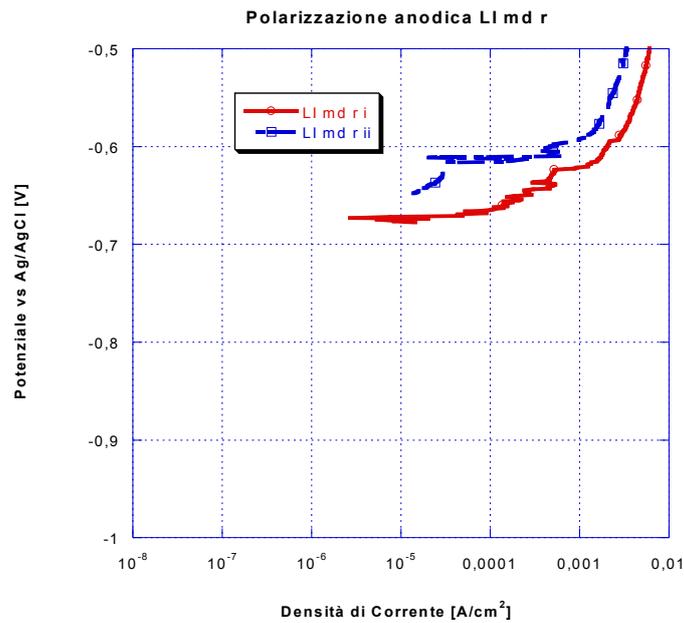


Figura 4-107. Curve di polarizzazione provino LI md retraining.

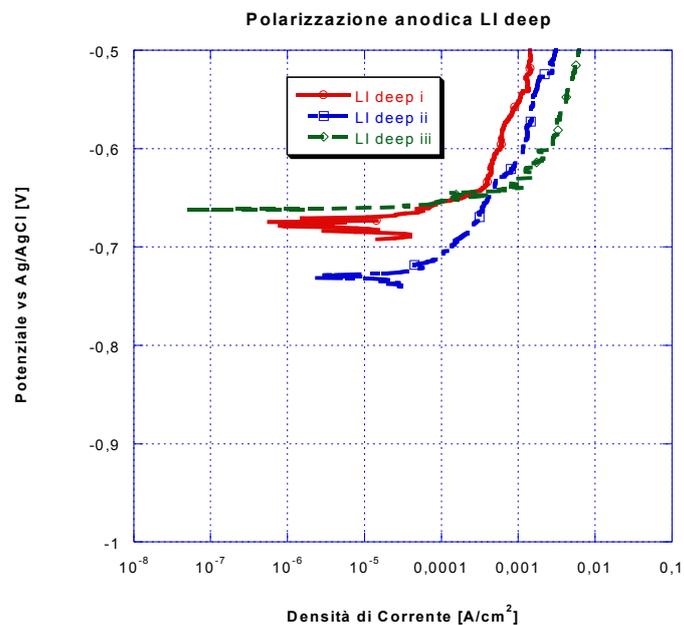


Figura 4-108. Curve di polarizzazione provino LI deep nugget.

I grafici da Figura 4-103 a Figura 4-108 mettono in luce sia potenziali OCP più alti che potenziali di pitting, tutti in media maggiori di quelli della lega base 2198.

Da una prima analisi, quello che si può osservare è che le caratteristiche elettrochimiche (potenziale di pitting) tende a migliorare al variare dei parametri del processo, nel nostro caso la velocità d'avanzamento dell'utensile per effettuare la saldatura. In particolare si può affermare che tali proprietà migliorano proporzionalmente al crescere del calore generato durante il processo di saldatura. Dunque a saldature più "calde" corrispondono caratteristiche elettrochimiche migliori. E' bene sottolineare, che è considerata più "calda" la saldatura che presenta una più bassa velocità d'avanzamento, dal momento che così facendo il materiale resta maggiormente in contatto con l'utensile e cresce il calore apportato nell'unità di tempo. Un'altra cosa che si può osservare è la conferma di quanto accade con le leghe di alluminio, ovvero che potenziali di libera corrosione e potenziali di pitting spesso sono prossimi eccetto le differenze imputabili ad una misura a circuito aperto ed una misura a circuito chiuso. Inoltre, la piccola variabilità della corrente i_{pit} dimostra che non esiste un grande cambiamento nel numero e nella morfologia dei difetti dello strato di ossido tra le varie regioni, mentre i valori differenti di E_{pit} sono effetto proprio del procedimento FSW.

Il valore della densità di corrente di pitting rappresenta una misura della superficie dei pits superficiali; quindi più grande è il valore di i_{pit} , maggiore sarà il numero dei pits presenti sulla superficie metallica; conseguentemente il numero di difetti superficiali risulterà anch'esso proporzionale a tale valore di corrente, e nel caso in esame la corrente di pitting assume valori abbastanza alti.

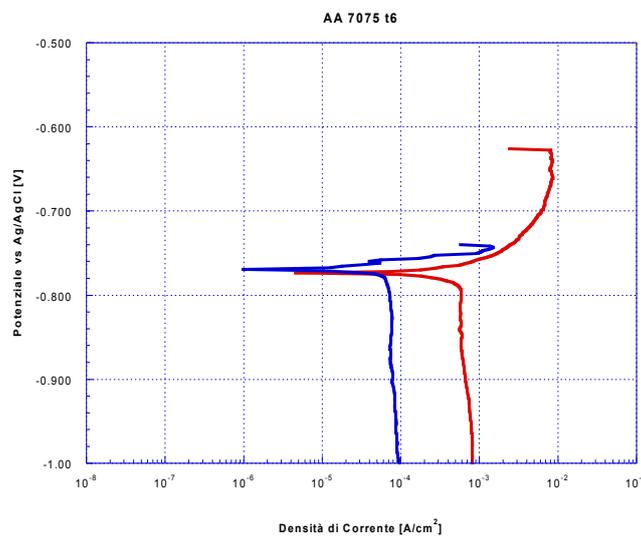


Figura 4-109. Curve di polarizzazione lega base 7075 T6.

Si può inoltre osservare che la zona a maggior nobiltà elettrochimica è la deep nugget in tutti e tre i provini testati. Questo fenomeno si può spiegare prendendo in considerazione il processo e i dati elettrochimici delle leghe di base. La lega 7075 presenta un potenziale di corrosione a circuito aperto $E_{\text{corr}} = -0,77\text{V}$, come mostrato in Figura 4-109, mentre la lega 2198 presenta un potenziale di corrosione $E_{\text{corr}} = -0,68\text{V}$ come mostrato in Figura 4-110. Risulta evidente, quindi, che il più alto potenziale di corrosione della zona deep nugget è dovuto alla composizione della lega base AA 2198 cui compete un potenziale più alto dovuto alla presenza di precipitati con Li e Cu.

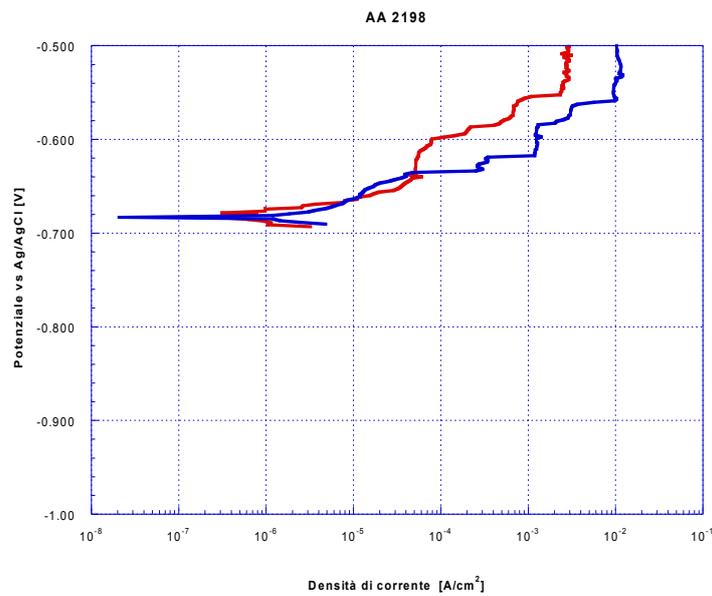


Figura 4-110. Curve di polarizzazione lega base 2198.

Di seguito sono illustrate le macrografie realizzate sui tre provini dopo 24 ore dalla deposizione del gel.

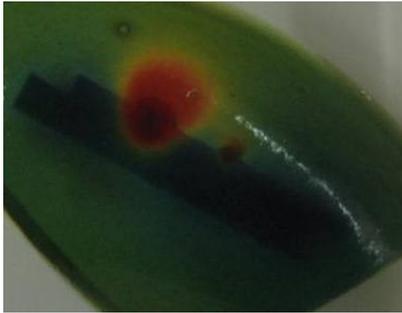


Foto provino LI 24h dopo applicazione gel

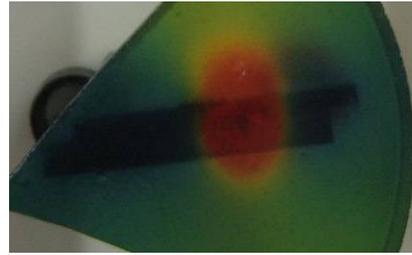


Foto provino LG 24h dopo applicazione gel

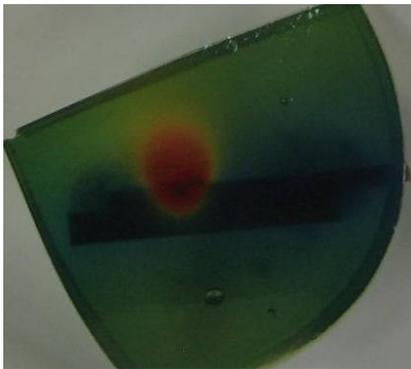


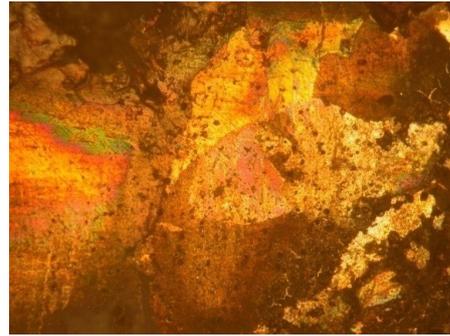
Foto provino LH 24h dopo applicazione gel

Figura 4-111. Macrografie provino a 24h deposizione gel.

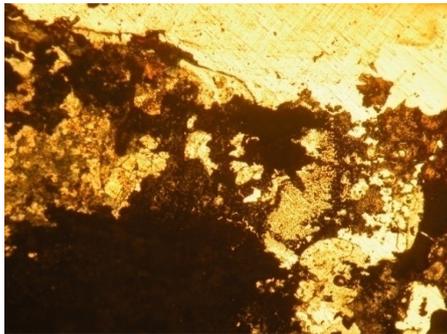
Si può osservare come in riferimento ai provini LI e LH la zona preferenziale per l'innesco della corrosione sia con l'advancing, dove la colorazione del gel indica un maggior grado di acidità. Per quel che riguarda invece il provino LG si osserva una più vasta zona preferenziale per l'innesco della corrosione, dal momento che a 24 ore dalla deposizione del gel risultano essere siti preferenziali sia la retreating zone che la md n e md r zone, sino ad arrivare anche alla lega posta dal lato freddo della saldatura, ovvero la 2198.



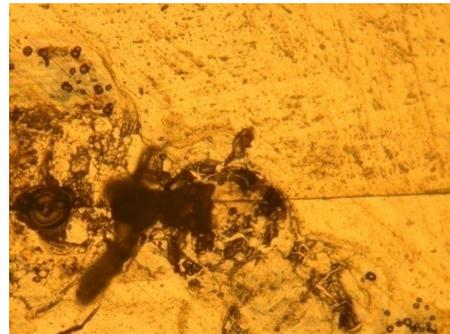
LG a 5x



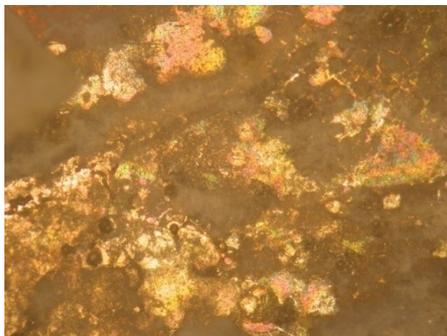
LG n 5x



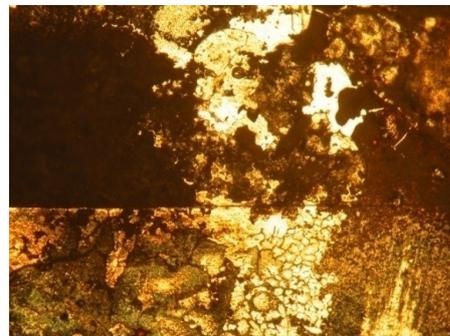
LG r 5x



LG md a 10x



LG md n 10x



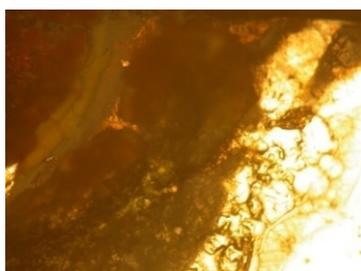
LG md r 5x



LG deep 5x

Figura 4-112. Macrografie provini LG post Gel test.

Le macrografie eseguite sul provino LG a differenti ingrandimenti confermano quanto già anticipato; la corrosione ha interessato principalmente il retreating e le zone md n ed md r, trovando ivi dei siti preferenziali d'innescio.



LH a 5x bis



LH n 5x



LH r 5x



LH md a 10x



LH md n 5x

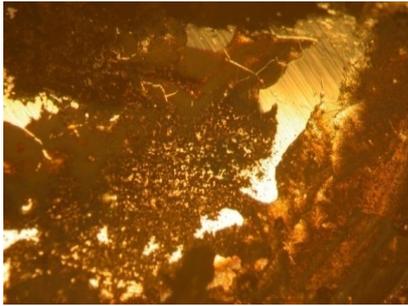


LH md r 5x

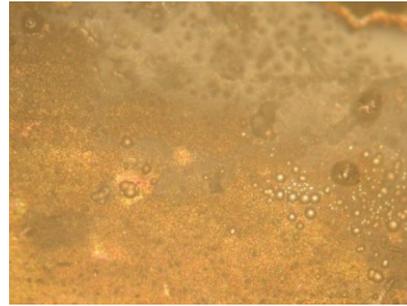


LH deep 5x

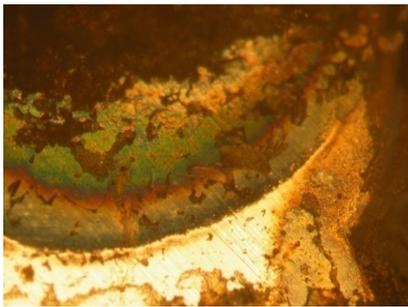
Figura 4-113. Macrografie provini LH post Gel test.



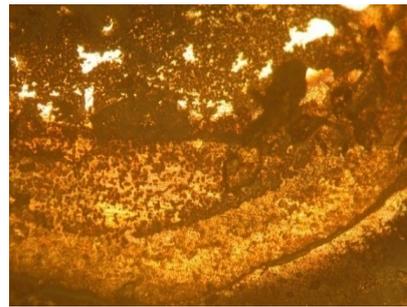
LI a 5x



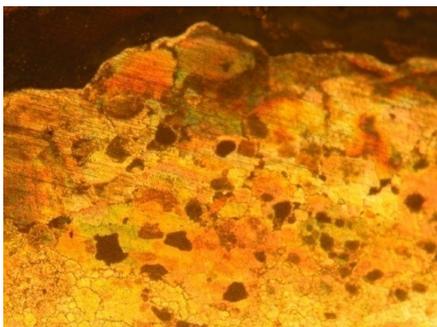
LI n 10x



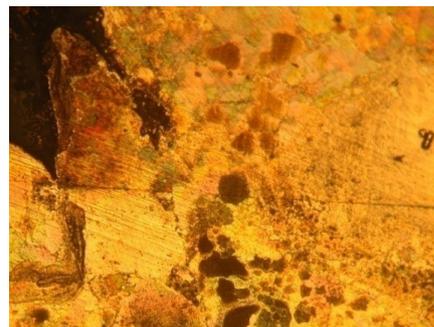
LI r 10x



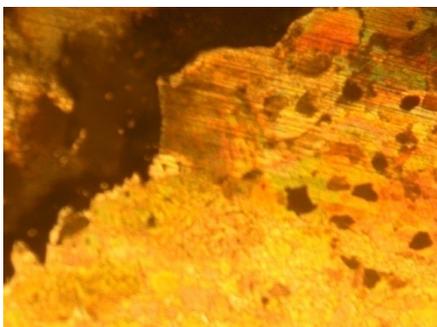
LI md a 5x



LI md n 5x



LI md r 5x



LI deep 5x

Figura 4-114. Macrografie provini LI post Gel test.

La Figura 4-113 in relazione alle macrografie eseguite sui provini LH evidenziano la presenza di un unico sito preferenziale per l'innesco della corrosione ovvero l'advancing zone.

Le macrografie eseguite sui provini LI dopo la deposizione del gel evidenziano come dopo le 24 ore dall'innesco della corrosione sull'advancing zone come mostrato in Figura 4-111, esso fenomeno sia andato estendendosi anche alle altre zone del provino come è possibile osservare dalla Figura 4-114.

A conclusione delle analisi elettrochimiche è stato possibile osservare come le proprietà dei giunti siano legate ai parametri di processo della saldatura. Si è valutato come la resistenza alla corrosione sia maggiore in relazione al giunto realizzato impostando una più bassa velocità di avanzamento; questo comportamento è stato imputato al fenomeno della ricristallizzazione, grazie alla quale si ha una variazione negativa di energia libera cui è associato un miglioramento dei valori del potenziale. Si è osservato come la zona deep nugget presenta potenziali di pitting più alti e quindi una maggiore resistenza alla corrosione, questo è legato alla particolare lega che si ha dal lato freddo della saldatura, ovvero la AA 2198, i cui elementi alliganti Cu ed Li formano dei particolari precipitati che tendono ad inibire il fenomeno corrosivo. In ultima istanza possiamo illustrare quanto ottenuto mediante l'esecuzione del test Anova circa i potenziali di pitting sulle tre zone, advancing, nugget e retreating; effettuando un test a due vie, avendo come fattori di analisi la posizione dove è stata eseguita la prova e la velocità di avanzamento della saldatura in entrambi i casi la varianza indotta non risulta essere significativamente differente da quella fisiologica, denotando in questo qual modo l'inefficacia dei due fattori.

Conclusioni

L'analisi dei giunti che differiscono per il solo trattamento termico ha rilevato che l'invecchiamento artificiale T8, sebbene determini una maggiore suscettibilità a corrosione per le singole leghe riducendone i potenziali di corrosione, comporta un vantaggio in termini di "protezione" della saldatura risultando i potenziali di corrosione del cordone più alti rispetto a quelli dei rispettivi skin e stringer. Per i giunti 2139-2139 C2319 T3 e 2139-2139 C2319 T8 si ricava, inoltre, che l'invecchiamento T8 determina una minore tendenza a corrosione galvanica, riducendo le differenze nei potenziali di corrosione per le coppie skin-cordone e stringer-cordone. Tali risultati sono stati validati sia dalle prove di micropolarizzazione che dal gel test. E' da rilevare che il trattamento termico T8 è quello che conferisce alle leghe una maggiore resistenza meccanica, grazie alla presenza di molti più precipitati che induriscono notevolmente la matrice metallica.

Esaminando i giunti che differiscono soltanto per l'impiego di un diverso materiale d'apporto per la realizzazione della saldatura (a parità di trattamento termico), si ricava che il 2139-2139 C4047 T3 comporta più problemi rispetto al 2139-2139 C2319 T3 essendo il potenziale di corrosione del cordone 4047 T3 più basso di circa 100 mV rispetto al 2319 T3. Ciò provoca non solo una maggiore suscettibilità a corrosione per la saldatura, ma anche una più alta tendenza a corrosione galvanica, risultando maggiori le differenze di potenziale di corrosione per le coppie skin-cordone e stringer-cordone. Si riscontra, inoltre, una corrente di corrosione più alta per il 4047 T3. Per i giunti PA734-7475 C4047 T4 e PA734-7475 C5356 T4 si verifica lo stesso fenomeno, ma con minore entità dato che il potenziale di corrosione del cordone 5356 T4 è di pochissimo più basso del 4047 T4. I risultati esposti sono validati sia dalle prove di micropolarizzazione che dal gel test.

Infine il giunto 6156-2139 C4047 T4, che differisce dal 2139-2139 C4047 T3 per la diversa lega impiegata per la realizzazione dello skin, comporta, rispetto a questo, un grosso vantaggio dal momento che la zona costituita da cordone e stringer è caratterizzata da un più alto potenziale di

corrosione rispetto al rispettivo skin, con conseguente “protezione” della saldatura, e che sia lo skin 6156 T4 che lo stringer 2139 T4 sono presenti in condizioni di passività nei confronti del processo corrosivo, risultando molto poco corrosi.

In definitiva, i peggiori risultati si ottengono per i giunti con le leghe della serie 7XXX in cui i cordoni risultano molto deteriorati dall’azione corrosiva, mentre le situazioni migliori si presentano nel caso dei giunti 2139-2139 C2319 T8 e 6156-2139 C4047 T4 dove anche la zona della saldatura risulta poco attaccata da fenomeni corrosivi.

Le prove elettrochimiche oltre ad aver evidenziato la resistenza alla corrosione dei giunti saldati hanno permesso di valutare le differenti morfologie di fenomeni corrosivi innescatesi nelle diverse zone sottoposte a misurazione.

In tale ambito sono state effettuate diverse prove, tutte volte a valutare, con un diverso grado di approfondimento, le singole caratteristiche del giunto in esame.

In particolare con le misure di OCP si è stabilito quale fosse il potenziale di libera corrosione nelle diverse zone sottoposte a misura per i diversi giunti realizzati, mentre con le misure di polarizzazione anodica si sono comprese al meglio le particolari morfologie di fenomeni corrosivi venutesi a determinare. Infine il gel test ha fornito una indicazione sulle zone che sono maggiormente suscettibili alla corrosione e la successiva analisi al microscopio ottico ha evidenziato l’entità del fenomeno corrosivo lungo l’intera sezione di saldatura.

Il giunto LB, realizzato attraverso una più bassa velocità di avanzamento, aveva mostrato un andamento suscettibile al pitting già al potenziale di equilibrio. Il gel test ha successivamente evidenziato come soltanto la nugget middle zone rappresentasse un punto privilegiato di innesco per fenomeni corrosivi di tipo crevice, mentre le zone restanti presentassero una corrosione piuttosto uniforme e superficiale.

Al crescere della velocità di avanzamento le proprietà elettrochimiche dei giunti saldati hanno evidenziato un peggioramento: l’analisi del giunto LA, infatti, aveva mostrato un andamento suscettibile al pitting già per valori sufficientemente bassi del potenziale elettrochimico, di circa 40mV inferiori al potenziale di corrosione del materiale base. L’analisi al microscopio ottico successiva alla prova di gel test ha evidenziato lo scadimento superficiale a seguito dell’attacco

elettrochimico in quasi tutte le zone analizzate: tutto ciò rende inutilizzabile il giunto per qualsiasi applicazione in ambienti particolarmente aggressivi.

Le proprietà elettrochimiche hanno mostrato un sensibile miglioramento allorché la velocità di saldatura si è portata a 230 mm/min. Tuttavia il giunto LC, pur essendo caratterizzato da valori del potenziale di pitting piuttosto elevati che lo rendono nobile da un punto di vista elettrochimico, aveva presentato in corrispondenza della retreating middle zone un violento attacco di corrosione di tipo crevice, che ne limita gli impieghi in particolari campi di applicazione.

Inoltre, a differenza degli altri giunti, il cordone di saldatura aveva mostrato caratteristiche elettrochimiche non esaltanti dovute ad un mancato arricchimento di rame ed alla non completa precipitazione di particelle catodiche di seconda fase come Al_2Cu e Al_2CuMg .



Micrografia della nugget zone per i giunti LB, LA ed LC.

Da quanto visto, possiamo concludere come le migliori proprietà elettrochimiche appartengono al giunto LB, realizzato utilizzando più basse velocità di saldatura. I motivi sono da ricondursi ad un migliore mescolamento del materiale lungo il cordone di saldatura, alla formazione di una grana più fine ed alla riprecipitazione di particelle catodiche di seconda fase che conferiscono al giunto una buona nobiltà elettrochimica.

È bene sottolineare comunque che volendo ragionare in un'ottica utilitaristica ed orientata al profitto, il giunto LC, ottenuto mediante velocità di saldatura più elevate, mostri proprietà molto simili al giunto più caldo.

Una volta ricavate le curve di polarizzazione in vari punti delle sezioni dei cordoni di saldatura, come descritto nel capitolo precedente, possiamo confrontarle con le curve di polarizzazione relative alla lega base 6056 – T4 dalla quale ricaviamo i relativi potenziali di corrosione e di pitting riportati nella tabella seguente.

<i>E corr [Volts]</i>	<i>E pit [Volts]</i>
-0,703	-0,623

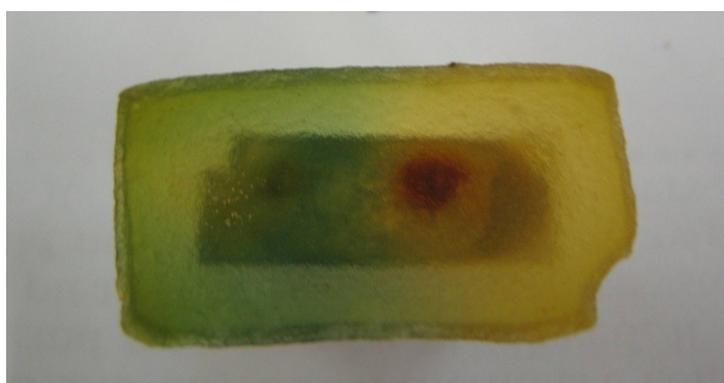
I valori dei potenziali di corrosione mostrano un comportamento anodico del cordone di saldatura rispetto al materiale base sebbene i valori dei potenziali di pitting siano abbastanza alti da poter prevedere una passivazione del materiale così come indicato dalle curve di polarizzazione.

Tra i vari giunti non è possibile stabilire una gerarchia di performance, sia per le differenze non eccessive tra i potenziali sia per la tendenza del materiale alla passivazione, la quale rallenta la cinetica dei processi corrosivi. Inoltre bisogna anche considerare l'impossibilità di poter condurre tutte le prove sui provini LM e LN per la presenza di difetti.

A conferma dei dati delle prove di polarizzazione si possono analizzare i gel test sugli stessi provini.

A 24 ore dall'applicazione del gel si possono già osservare dei lievi cambiamenti. Si nota che il gel applicato sul giunto LL non presenta grosse variazioni di tonalità, mentre gli altri due campioni vanno assumendo una colorazione giallastra. In particolare in corrispondenza della zona md-r nel provino LM, per il provino LN invece sia nelle zone md-r che md-a.

Ad una settimana dall'applicazione gli effetti della corrosione sono ben visibili anche per il giunto LL che presenta una colorazione tendente al giallo, tranne che nella zona md-r nella quale spicca una macchia rossa.



Gel Test sul giunto LL ad una settimana dall'applicazione

Le micrografie successivamente prese dai campioni mostrano una elevata resistenza alla corrosione di tutti i giunti tranne che nelle zone di discontinuità (md-r, md-n ed md-a). Queste zone vengono inoltre evidenziate anche lì dove non erano prima visibili (come nel caso della zona md-n del provino LL) come ci si può aspettare per i fenomeni corrosivi.

Dall'analisi dei risultati ottenuti a partire dai giunti saldati AA 7075 su AA2024 possiamo ora riportare le seguenti conclusioni. Lo scopo era quello di verificare in che misura cambiano le caratteristiche elettrochimiche una volta fissato il numero di giri e facendo variare la velocità di avanzamento, nonché valutare come rispondeva sempre in termini meccanici ed elettrochimici lo specifico accoppiamento lap joint impostato in modo da trovare la combinazione ottimale dei parametri. I risultati delle prove elettrochimiche mettono ancora in risalto come variano le proprietà del giunto in funzione dei parametri di processo ma questa volta anche in funzione della microstruttura del materiale. Queste prove hanno messo in evidenza come la resistenza alla corrosione del giunto migliorasse al crescere della velocità di avanzamento, ovvero migliora con saldature più "fredde". Si è messo in luce come la zona deep nugget presentasse una più elevata nobiltà elettrochimica, dovuta alla presenza dei precipitati di Cu, il cui apporto è rilevante ai fini della resistenza alla corrosione.

Dall'analisi dei risultati ottenuti a partire dai giunti AA 7075 su AA2198 possiamo ora riportare le seguenti conclusioni. I risultati delle prove elettrochimiche mettono ancora in risalto come variano le proprietà del giunto in funzione dei parametri di processo ma questa volta anche in funzione della microstruttura del materiale, in particolar modo si evince l'importanza del Litio nella lega innovativa 2198. Queste prove hanno messo in evidenza come la resistenza alla corrosione del giunto migliorasse al decrescere della velocità di avanzamento, ovvero migliora con saldature più "calde", saldature che danno adito ad un processo di ricristallizzazione del materiale. Si è messo in luce come la zona deep nugget presentasse una più elevata nobiltà elettrochimica, dovuta alla presenza dei precipitati di Cu e Li, il cui apporto è rilevante ai fini della resistenza alla corrosione.

Bibliografia

- [1] D.Veschi, L'alluminio e le leghe leggere: metallurgia, trattamenti termici, metallografia, proprietà meccaniche e procedimenti tecnologici, biblioteca tecnica hoepli- milano 1993
- [2] F.Saccone, Analisi della zona termicamente alterata in processi di saldatura per fusione e per attrito di leghe di alluminio, università degli studi di napoli federico II facoltà di ingegneria- tesi di diploma in ingegneria meccanica a.a. 1999/2000
- [3] C.Brisi, Chimica applicata libreria editrice universitaria protto & bella- torino, 1991
- [4] S. Anfuso, f.carrozzo Tecnologia meccanica vol 1 e 3 cedam-padova 1987
- [5] C.Pansieri manuale di tecnologia delle leghe per lavorazione plastica biblioteca tecnica hoepli- milano, 1993
- [6] C.Menzemer, P.C.Lam, T.S.Srivatsa, C.F.Wittel An investigation of fusion zone microstructures of welded aluminium alloys joint material letters 41, november 1999, pp 192 - 197
- [7] F.Ronga , S. Borrelli tecnologie di giunzione FSW: analisi dell'influenza dei parametri di processo sulle proprietà meccaniche e strutturali della lega aa 6056 , tesi di laurea in ingegneria meccanica 2003/2004, dipartimento dei materiali e della produzione, università federico II , napoli

- [8] A.Bianco , effetto del trattamento termico sul comportamento alla corrosione di giunti FSW di leghe di alluminio della serie 6xxx, tesi di laurea in ing. chimica, università degli studi di napoli federico secondo
- [9] G.Svenningsen,j.e.lein,a.bjorgum,j.h.norlien,y.yu,k.nisanscioglu effect of artificial aeging on igc of extruded Al-Mg-Si alloy with small Cu content corrosion science , 2005
- [10] G.Bianchi, F.Mazza fondamenti di corrosione e protezione dei metalli tamburini editore – milano 1968
- [11] H.J.Flitt, d.p.schweinsberg , a guide to polarization curve interpretation:deconstruction of experimental curvestypical of the FE/H2O/H+/O2 corrosion system, corrosion science 47 2005, pp2125-2156
- [12] P. Compagno, G. Costanzi, G. Ischia, E. Marcotto, M. Pedrotti, lega al 7020:trattamenti termici di indurimento, università degli studi di trento, facoltà di ingegneria-corso di metodologie metallurgiche e metallografiche a.a. 1996/97 , www.ing.unitn.it
- [13] Ch. Blanc , G. Mankowski, Pit propagation rate on the 2024 and 6056 aluminium alloys, corrosion science vol 40, No 2/3 , 1998 elsevier science Ltd
- [14] ASTM g69 : standard test method for measurement of corrosion potentials of aluminium alloys
- [15] AIMS 03-05-022, airbus industrial material specification.
- [16] G. Mathers (2002), *The welding of Aluminium and its alloys*, Woodhead Publishing Ltd.

- [17] W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. Temple-Smith, C.J. Dawes, Friction Stir Welding, in United States Patent, 5,460,317, The Welding Institute, Cambridge, GB, 1995.
- [18] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Friction stir welding and processing, *Materials Science and Engineering R* 50 (2005) 1–78.
- [19] L. Boehm, New Engineering Processes in Aircraft Construction: Application of Laser-Beam and Friction Stir Welding, proceedings of the third Russian–Israeli bi-national workshop 2004 “The optimisation of the composition, structure and properties of metals, oxides, composites, nanomaterials and amorphous materials”, St. Petersburg, Russia, June 13–23, 2004.
- [20] A. Squillace, A. De Fenzo, G. Giorleo, F. Bellucci, A comparison between FSW and TIG welding techniques: modifications of microstructure and pitting corrosion resistance in AA 2024-T3 butt joints, *Journal of Materials Processing Technology* 152 (2004) 97-105.
- [21] P.S. Pao, S.J. Gill, C.R. Feng, and K.K. Sankaran, Corrosion-fatigue crack growth in friction stir welded Al 7050, *Scripta Materialia* 45 (2001) 605-612.
- [22] D.A. Wadson, X. Zhou, G.E. Thompson, P. Skeldon, L. Djapic Oosterkamp, G. Scamans, Corrosion behaviour of friction stir welded AA7108 T79 aluminium alloy, *Corrosion Science* 48 (2006) 887–897
- [23] M. Jariyaboon, A.J. Davenport, R. Ambat, B.J. Connolly, S.W. Williams, D.A. Price, The effect of welding parameters on the corrosion behaviour of friction stir welded AA2024–T351, *Corrosion Science* 49 (2007) 877–909.

- [24] P. Bala Srinivasana, W. Dietzel, R. Zettler, J.F. dos Santos, V. Sivan, Stress corrosion cracking susceptibility of friction stir welded AA7075–AA6056 dissimilar joint, *Materials Science and Engineering A* 392 (2005) 292–300.
- [25] H.S. Isaacs, Y.M. Looi, J.H.W. de Wit, Behaviour of laser welded steel in chloride solution studied using difference imaging, *Corrosion Science* 49 (2007) 53–62.
- [26] B.T. Lu, Z.K. Chen, J.L. Luo, B.M. Patchett, Z.H. Xu, Pitting and stress corrosion cracking behaviour in welded austenitic stainless steel, *Electrochimica Acta* 50 (2005) 1391–1403.
- [27] J. Wloka, H. Laukant, U. Glatzel, S. Virtanen, Corrosion properties of laser beam joints of aluminium with zinc-coated steel.
- [28] Reinhold Braun, Nd:YAG laser butt welding of AA6013 using silicon and magnesium containing filler powders, *Materials Science and Engineering A* 426 (2006) 250–262.
- [29] A.B.M. Mujibur Rahman, S. Kumar, A.R. Gerson, Galvanic corrosion of laser weldments of AA6061 aluminium alloy, *Corrosion Science* 49 (2007) 4339–4351.
- [30] Sp. Pantelakis, Al. Kermanidis, G. Papadimitriou, Effect of Prior Corrosion Damage on the Fatigue Behaviour of 2139 and 6156 Al-alloy Laser Beam Welds, European Workshop on Short Distance WELding Concepts for AIRframes - WEL-AIR 13 - 15 June 2007 - GKSS Research Center Geesthacht (Hamburg) – Germany.
- [31] A. Prisco, F. Acerra, A. Squillace, G. Giorleo, C. Pirozzi, U. Prisco, and F. Bellucci, LBW of Similar and Dissimilar Skin-Stringer Joints. Part I: Process Optimisation and Mechanical Characterisation, proceedings of Second World Congress on Corrosion in the Military, 26-29 September 2007, Naples, Italy.

- [32] Harvey J. Flitt, D. Paul Schweinsberg, A guide to polarisation curve interpretation: deconstruction of experimental curves typical of the Fe/H₂O/H⁺/O₂ corrosion system, *Corrosion Science* 47 (2005) 2125–2156.
- [33] T. Suter, H. Böhni (1996), A new electrochemical method to study pit initiation on stainless steel, *Electrochimica Acta* 42 (1997) 3275.
- [34] A. Vogel, J.W. Schultze (1998), A new microcell for electrochemical surface analysis and reactions, *Electrochimica Acta* 44 (1999) 3751-3759.
- [35] M.M. Lohrengel, A. Moehring, M. Pilaski (2001), Capillary-based droplet cells: limits and new aspects, *Electrochimica Acta* 47 (2001) 137-141.
- [36] M. M. Lohrengel, A. Moehring, M. Pilaski (2000), Electrochemical surface analysis with the scanning droplet cell, *Fresenius J Anal Chem* 367 334–339.
- [37] T. Suter, H. Böhni (2001), Microelectrodes for corrosion studies in microsystems, *Electrochimica Acta* 47 (2001) 191-199.