



Universitatea "DUNĂREA DE JOS" DIN GALAȚI

Facultatea de Inginerie

Program studii: Proiectare și Simulare în Ingineria Sudării

LUCRARE DE DISERTAȚIE

**Studiul comportării la sudare a aliajelor cu entropie ridicată cu
aplicabilitate în domeniul militar**

Masterand,

Ing. George SIMION

Cadrul didactic coordonator,

Prof. univ. dr. ing. Elena SCUTELNICU

Rezumat

Scopul acestei lucrări îl reprezintă determinarea caracteristicilor constructive pentru realizarea blindajelor suplimentare pe baza aliajelor cu entropie ridicată. Blindajele suplimentare sunt module multimaterial care se atașează vehiculelor militare, în scopul creșterii gradului de protecție al personalului și echipamentelor transportate. În lucrare se analizează și caracterizează diferite configurații de blindaje, realizate din plăci monolitice sau din plăci suprapuse, alcătuite din materiale similare sau disimilare. Sunt studiate unghiurile de înclinare în poziționarea blindajelor, precum și grosimea echivalentă determinată de unghiul de înclinare al plăcuțelor de diferite grosimi care intră în componența blindajelor. În domeniul militar se utilizează materiale avansate, cum sunt și aliajele cu entropie ridicată acestea fiind aliaje multielement care au început să se dezvolte în ultimele trei decenii și care sunt constituite prin alierea a patru sau cinci elemente chimice în proporții echiatomice. În urma cercetărilor efectuate s-a constatat faptul că o rigiditate crescută a blindajelor duce la creșterea gradului de protecție oferit de acestea, procedeul de sudare fiind astfel propus ca tehnologie de asamblare a componentelor din care este confecționat sistemul de protecție balistic. Analiza literaturii de specialitate privind sudarea aliajelor cu entropie ridicată, realizată în cadrul cercetărilor, a demonstrat faptul că acestea se pot suda cu succes prin procedeele de sudare: prin frecare cu element activ rotitor, cu fascicul laser, cu fascicul de electroni și WIG. În toate aceste studii efectuate de cercetători au fost utilizate table subțiri și tehnologii de sudare care nu implică folosirea materialelor de adaos, astfel că, în cadrul acestei lucrări a fost considerată necesară investigarea posibilității îmbinării unor plăci de grosime medie (6mm) din aliajul cu entropie ridicată AlCrFeMnNi, utilizând procedeul de sudare manuală cu electrod învelit și materiale de adaos disponibile pe piață la ora actuală. Ținând cont de faptul că pentru realizarea sistemelor de protecție balistică s-a optat pentru utilizarea procesului de asamblare prin sudare, în cadrul lucrării au fost calculate și proiectate tehnologii de sudare pentru procedeele MMA, MIG și WIG. La calculul și optimizarea parametrilor de proces, s-a avut în vedere reducerea la maxim a efectelor negative pe care procesul de îmbinare prin sudare le are asupra caracteristicilor mecanice și structurale ale acestor materialelor utilizate prin utilizarea unei energii liniare cât mai scăzute. Au fost concepute variante constructive pentru construcția blindajelor suplimentare care să prezinte beneficiile identificate în timpul cercetărilor și de asemenea, au fost analizate avantajele și dezavantajele aplicării metodei de îmbinare prin sudare a plăcuțelor de blindaj în detrimentul altor metode de asamblare.

Abstract

The purpose of this study is to determine the constructive elements for the fabrication of add-on armor based on high entropy alloys. Add-on armor is composed of multi-material modules that are attached to military vehicles, in order to increase the protection of personnel and equipment transported. The paper analyzes and characterizes different configurations of armors, made of monolithic plates or overlapping ones, made of similar or dissimilar materials. The oblique angles in the positioning of the armors are studied, as well as the equivalent thickness determined by the angle of inclination of the plates. In the military field, advanced materials are used, such as high-entropy alloys, which are multi-element alloys that have begun to develop in the last three decades and are that are formed by alloying four or five chemical elements in equiatomic proportions. Following the research, it was found that an increased rigidity of the armor leads to increased protection, the welding process is thus proposed as a technology for assembling the components from which the ballistic protection system is made. The analysis of the literature on welding of high entropy alloys, conducted in research, has shown that they can be successfully welded by welding processes: friction stir welding, laser beam, electron beam, and WIG. In all of these studies performed by researchers, thin plates and welding technologies that do not involve the use of fillers materials were investigated, therefore, in this paper was analyzed the possibility of joining plates of medium thickness (6mm) from the high entropy alloy AlCrFeMnNi, using the process of manual metal arc welding and filler materials that are currently available on the market. Taking into consideration the fact that when designing the ballistic protection systems the assembly process by welding was considered to be suitable to use, in the paper, there are calculated the welding technologies for MMA, MIG, and WIG processes. When optimizing the process parameters, it was taken into account the minimization of the negative effects that the welding process has on the mechanical and structural characteristics of the used materials. Constructive variants for the fabrication of add-on armor that possesses the benefits identified during the research have been designed, and also the advantages and disadvantages of applying the welding joint method of shielding plates to the detriment of other assembly methods have been analyzed.

Lista de figuri

Fig. 1.1.	Exemple de blindaj suplimentar
Fig. 1.2.	Gloanțele de calibru 7,62 mm utilizate în teste
Fig. 1.3.	Imagini din timpul testelor experimentale: a) PI 12mm, $v_i = 745\text{m/s}$, $v_r = 501\text{m/s}$; b) PC 12mm, $v_i = 789\text{m/s}$, $v_r = 308\text{m/s}$; c) PI 3x4mm, $v_i = 703\text{m/s}$, $v_r = 445\text{m/s}$; d) PC 3x4mm, $v_i = 815\text{m/s}$, $v_r = 392\text{m/s}$
Fig. 1.4.	Vitezele inițiale și vitezele reziduale determinate în timpul testelor balistice: a) teste experimentale; b) simulări numerice
Fig. 1.5.	Geometria proiectilelor a) plate și b) ogivale
Fig. 1.6.	Rezultatele testelor balistice: a) proiectile plate, b) proiectile ogivale
Fig. 1.7.	Teste balistice cu proiectile cu vârf plat: a) placă monolitică cu o grosime de 12 mm, b) configurația 2x6 mm, c) configurația 2x6 mm + 24 mm [6]
Fig. 1.8.	Teste balistice cu proiectile cu vârf ogival: a) placă monolitică cu o grosime de 12 mm, b) configurația 2x6 mm, c) configurația 2x6 mm + 24 mm, d) secțiune transversală a plăcilor perforate
Fig. 1.9.	Geometria proiectilului utilizat în experimente și rafinarea zonei de impact
Fig. 1.10.	Comportarea la perforare a sistemelor balistice
Fig. 1.11.	Viteza reziduală pentru configurațiile din: a) oțel, b) aliaj de aluminiu
Fig. 1.12.	Viteza reziduală obținută de sistemele cu materiale disimilare și cele cu materiale similare
Fig. 1.13.	Rezultatele obținute pe cale experimentală (a) și în urma simulărilor (b) pentru o placă cu o grosime de 10 mm înclinată la un unghi de 60°
Fig. 1.14.	Rezultatele obținute pe cale experimentală (a) și în urma simulărilor (b) pentru o placă cu o grosime de 12 mm înclinată la un unghi de 60°
Fig. 1.15.	Rezultatele obținute pe cale experimentală (a) și în urma simulărilor (b) pentru o placă cu o grosime de 16 mm înclinată la un unghi de 60°
Fig. 1.16.	Simulările impactului unui proiectil asupra unor sisteme de protecție cu grosime echivalentă de 10 mm înclinate la 60°: a) placă monolitică, b) plăci apropiate, c) plăci distanțate
Fig. 1.17.	Influența spațiului dintre plăci asupra vitezei reziduale
Fig. 2.1.	Raportul rezistență mecanică/densitate în funcție de modulul lui Young pentru aliaje HEA și aliaje tradiționale
Fig. 2.2.	Analiză comparativă a durității aliajelor HEA și aliajelor tradiționale
Fig. 2.3.	Variația caracteristicilor mecanice ale HEA în funcție de temperatură
Fig. 2.4.	Aliajul $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$ sudat WIG: microstructura și duritatea a) curba caracteristică de material
Fig. 2.5.	Aliajul AlCoCrCuFeNi sudat WIG: microstructura a) variația durității în îmbinarea sudată b)
Fig. 2.6.	Aliajul CoCrFeMnNi sudat WIG: microstructura a) curba caracteristică de material a îmbinării sudate b)
Fig. 2.7.	Aliaj CoCrFeNiMn sudat LASER: precipitarea microparticulelor B2 în sudură a); variația durității în îmbinarea sudată b)
Fig. 2.8.	Aliajul CoCrFeNiMn sudat cu fascicul LASER: curba caracteristică de material a), duritatea b), macrostructura și microstructura c)

- Fig. 2.9.** Aliajul CrMnFeCoNi sudat cu fascicul LASER: macrostructura a), microstructura b), curba caracteristică de material c) și microduritatea îmbinării sudate d)
- Fig. 2.10.** Aliajul Al_{0,5}CoCrFeNi sudat cu fascicul LASER: microstructura a) duritatea îmbinării sudate b)
- Fig. 2.11.** Aliajul AlCoCrCuFeNi sudat cu fascicul LASER: Macrostructura a), b), c)
- Fig. 2.12.** Aliajul AlCoCrCuFeNi sudat cu fascicul LASER: duritatea îmbinării sudate
- Fig. 2.13.** Aliaj CrMnFeCoNi sudat cu fascicul de electroni: microstructura a) și curba caracteristică de material b)
- Fig. 2.14.** Aliaj Al_xCrFeCoNi sudat cu fascicul de electroni: a) macrostructura; b) microduritatea; macrostructura aliajului cu c) 8% Al ; d) cu 6% Al
- Fig. 2.15.** Duritatea a) și microstructura în b) MB c) ZIT d) ZA îmbinării sudate prin procedeul FSW a aliajului CoCrFeNiAl_{0,3}
- Fig. 2.16.** Aliaj Co₁₆Fe₂₈Ni₂₈Cr₂₈ sudat FSW: microstructura îmbinării sudate cu 30mm/m a), 50mm/min b) duritatea îmbinării sudate c)
- Fig. 2.17.** Aliaj CoCrFeNiMn sudat FSW: a) variația durității; b) microstructura; c) curba caracteristică de material
- Fig. 2.18.** Aliaj CrMnFeCoNi sudat FSW: curba caracteristică de material
- Fig. 2.19.** Aliaj CrMnFeCoNi sudat FSW mărimea grăunților a) duritatea îmbinării sudate b)
- Fig. 2.20.** Secțiunea transversală a probelor sudate Al_xCrFeMnNi și AlCrFeMnNi_x: a) fisură inițiată pe linia de fuziune între sudură și materialul de bază Al_xCrFeMnNi; b) aspectul fragil al fisurii aliajului Al_xCrFeMnNi; c) macrostructura unei depuneri pe aliajul AlCrFeMnNi_x; d) microstructura în ZIT a aliajului AlCrFeMnNi_x
- Fig. 3.1.** Probe sudate prin procedeele de sudare: MMA, MIG și WIG
- Fig. 4.1.** Principiul de funcționare a blindajelor suplimentare multimaterial
- Fig. 4.2.** Sistem balistic cu placi de HEA sudate sub forma unui ”zid de cărămidă”
- Fig. 4.3.** Sistem balistic realizat din suprapunerea mai multor plăci sudate
- Fig. 4.4.** Sistem balistic cu placi de HEA sudate sub forma ”solzi de pește”
- Fig. 4.5.** Sistem balistic cu placi disimilare sudate sub forma ”solzi de pește”

Lista de tabele

Tabel. 1.1.	Configurațiile plăcilor utilizate în experimente
Tabel. 1.2.	Grosimea reală a plăcii de blindaj la o grosime echivalentă de 100 mm
Tabel 1.3.	Rezultatele simulărilor balistice pentru un unghi de incidență de 0°
Tabel 1.4.	Rezultatele simulărilor balistice pentru un unghi de incidență de 30°
Tabel 1.5.	Rezultatele simulărilor balistice pentru un unghi de incidență de 45°
Tabel 1.6.	Limita balistică pentru diferite configurații ale sistemelor de protecție
Tabel 2.1.	Compoziția chimică a unor aliaje cu entropie ridicată
Tabel 2.2.	Compoziția chimică a electrodului Bohler FOX CN 22/9 N
Tabel 2.3.	Proprietățile mecanice ale metalului depus cu electrodul Bohler FOX CN 22/9 N
Tabel 3.1.	Alegerea diametrului electrodului în funcție de grosimea componentelor
Tabel 3.2.	Compoziția chimică a electrodului STARINOX 316 L
Tabel 3.3.	Proprietățile mecanice ale metalului depus cu electrodul STARINOX 316 L
Tabel 3.4.	Compoziția chimică a sârmei LEXAL G 22.9.3 N
Tabel 3.5.	Proprietățile mecanice ale metalului depus cu sârma LEXAL G 22.9.3 N
Tabel 3.6.	Alegerea diametrului electrodului de Wolfram
Tabel 3.7.	Corespondența dintre diametrul electrodului, diametrul vergelei și debitul de gaz de protecție la sudarea WIG
Tabel 3.8.	Compoziția chimică a sârmei LEXAL G 22.9.3 N
Tabel 3.9.	Proprietățile mecanice ale metalului depus cu sârma LEXAL G 22.9.3 N

Cuprins

Rezumat	I
Abstract	II
Listă de figuri	III
Listă de tabele	V
Cuprins	VI
 Capitol 1. Morfo-funcționalitatea blindajelor militare	 1
1.1. Introducere.....	1
1.2. Suprapunerea plăcilor de blindaj.....	2
1.3. Unghiul de inclinare al armurilor.....	10
1.4. Concluzii.....	15
 Capitol 2. Sudarea aliajelor cu entropie ridicată	 16
2.1. Caracterizarea aliajelor cu entropie ridicată.....	17
2.2. Procese de sudare aplicate aliajelor cu entropie ridicată.....	19
2.2.1. Sudarea WIG a aliajelor cu entropie ridicată.....	19
2.2.2. Sudarea cu fascicul LASER a aliajelor cu entropie ridicată.....	21
2.2.3. Sudarea cu FASCICUL DE ELECTRONI a aliajelor cu entropie ridicăta.....	25
2.2.4. Sudarea FSW a aliajelor cu entropie ridicată.....	27
2.3. Sudarea aliajului AlCrFeMnNi.....	30
2.4. Concluzii.....	31
 Capitol 3. Proiectarea tehnologiilor de sudare	 32
3.1. Introducere.....	32
3.2. Proiectarea tehnologiei de sudare cu electrozi înveliți (MMA).....	32
3.2.1. Alegerea electrozilor.....	32
3.2.2. Calculul calibrului.....	33
3.2.3. Calculul numărului de treceri.....	33
3.2.4. Intensitatea curentului de sudare (I_s).....	34
3.2.5. Tensiunea arcului (U_a).....	34
3.2.6. Viteza de sudare (v_s).....	34
3.2.7. Energia liniară (E_L).....	35
3.3. Proiectarea tehnologiei de sudare MIG.....	35
3.3.1. Diametrul sârmei electrod (d_e).....	35
3.3.2. Calculul calibrului.....	36
3.3.3. Calculul numărului de treceri.....	36
3.3.4. Intensitatea curentului de sudare (I_S).....	36
3.3.5. Tensiunea arcului (U_a).....	36
3.3.6. Rata depunerii A_d	37
3.3.7. Viteza de sudare (v_s).....	37
3.3.8. Viteza de avans a sârmei electrod (v_a).....	37
3.3.9. Debitul gazului de protecție (D_G).....	37
3.3.10. Energia liniară (E_L).....	38
3.4. Proiectarea tehnologiei de sudare WIG.....	38

3.4.1. Calculul calibrului.....	39
3.4.2. Intensitatea curentului.....	39
3.4.3. Tensiunea arcului.....	39
3.4.4. Calculul numărului de treceri.....	39
3.4.5. Energia liniară (E_L).....	40
3.5. Specificații de sudare.....	40
3.6. Obținerea prin sudare a pachetelor balistice din aliaje cu entropie ridicăta.....	44
3.7. Concluzii.....	44
Capitol 4. Soluții constructive propuse pentru sistemele balistice.....	45
Concluzii.....	48
Bibliografie și webliografie.....	49
Curriculum Vitae & Activitate științifică.....	54

Capitol 1. Morfo-funcționalitatea blindajelor militare

1.1. Introducere

În ultimele decenii, industria militară a urmărit, pe de o parte dezvoltarea unor arme de atac din ce în ce mai eficiente, iar pe de altă parte, dezvoltarea unor sisteme de protecție din ce în ce mai sigure. În general, materialele care se utilizează la construcția structurilor metalice pentru protecție colectivă, destinate vehiculelor blindate, sunt oțelurile de înaltă densitate și rezistență, laminate termo-mecanic sau microaliate. Armăturile din oțeluri de înaltă rezistență sunt utilizate, în principal, la vehiculele blindate ușoare [1],[2].

Dezvoltarea unor arme din ce în ce mai eficiente, cum ar fi proiectilele cu energie cinetică, sau proiectilele cu încărcătură explozivă, capabile să perforzeze blindaje cu grosimi de până la 1 m de oțel, a dus la creșterea vulnerabilității vehiculelor blindate produse în anii 1960 și 1970. Pentru a contracara noile pericole apărute, s-a început dezvoltarea unor noi concepte pentru protecția vehiculelor militare, inclusiv armuri reactive (armuri reactive explozive- ERA, armuri reactive neexplozive - NERA), precum și utilizarea unor materiale avansate, cum ar fi ceramica, materialele compozite și aliajele cu entropie ridicată, îmbunătățind astfel protecția oferită de oțelul de înaltă rezistență și reducând grosimea și greutatea blindajului [1].

Desfășurarea forțelor de menținere a păcii în zonele de conflict a arătat că unele sisteme de blindaj nu sunt suficiente pentru a face față celor mai recente tipuri de amenințări. Acest lucru este valabil în special în cazul vehiculelor ușoare ale căror armuri oferă protecție numai împotriva munițiilor de calibru mic. Dezvoltarea și producția de blindaje suplimentare oferă soluții la cererea pentru sisteme de protecție ajustabile pentru diferite tipuri de misiuni desfășurate în zonele de conflict. Blindajele suplimentare (Fig. 1.1) reprezintă o nouă filozofie de protecție, deoarece sunt produse ca un modul separat care este conceput pentru a atinge diferite grade de protecție [1].

Aceste armuri prezintă anumite avantaje:

- posibilitatea transportării separate a armurii și a vehiculului crescând astfel viteza de deplasare către zonele de interes,
- pot fi aplicate pe structura principală a vehiculului de către echipaje, ”la fața locului”, fără a fi necesare echipamente speciale,
- sunt ușor de reparat sau de modernizat,
- pot fi utilizate pentru modernizarea vehiculelor aflate deja în dotarea forțelor armate mărindu-le astfel capacitatea de apărare în fața noilor tipuri de amenințări [1].

Conceptul blindajului suplimentar poate fi rezumat după cum urmează. Un vehicul blindat ușor este de obicei folosit pentru a transporta trupele în zonele de conflict. Blindajul său principal (din oțel sau aluminiu) oferă protecție numai împotriva impactului munițiilor de calibru scăzut (de obicei calibru de până la 12,7 mm). Acest blindaj ușor permite transportul rapid și cu costuri scăzute al vehiculelor spre zonele de interes. În zonele de conflict însă, blindajul ar trebui suplimentat pentru a obține protecția împotriva exploziilor și a proiectilelor de calibru mediu.

Această îmbunătățire a protecției balistice este realizată prin adăugarea peste armura principală a unui blindaj suplimentar, ce constă, de obicei, într-un modul care este aplicat pe vehicul prin sudare, lipire sau înșurubare. Blindajul suplimentar prezintă dezavantajul creșterii greutății vehiculului, reducându-i mobilitatea. Este astfel necesară realizarea unui design optim al blindajului suplimentar care să păstreze creșterea greutății în limite rezonabile, dar care să

crească semnificativ capacitatea de protecție. Un alt avantaj al blindajului suplimentar este posibilitatea reparației sale rapide în cazul în care acesta a fost avariat în urma unui impact; modulul blindajului suplimentar deteriorat putând fi îndepărtat cu ușurință și înlocuit cu unul nou de către ocupanții vehiculului.[1]

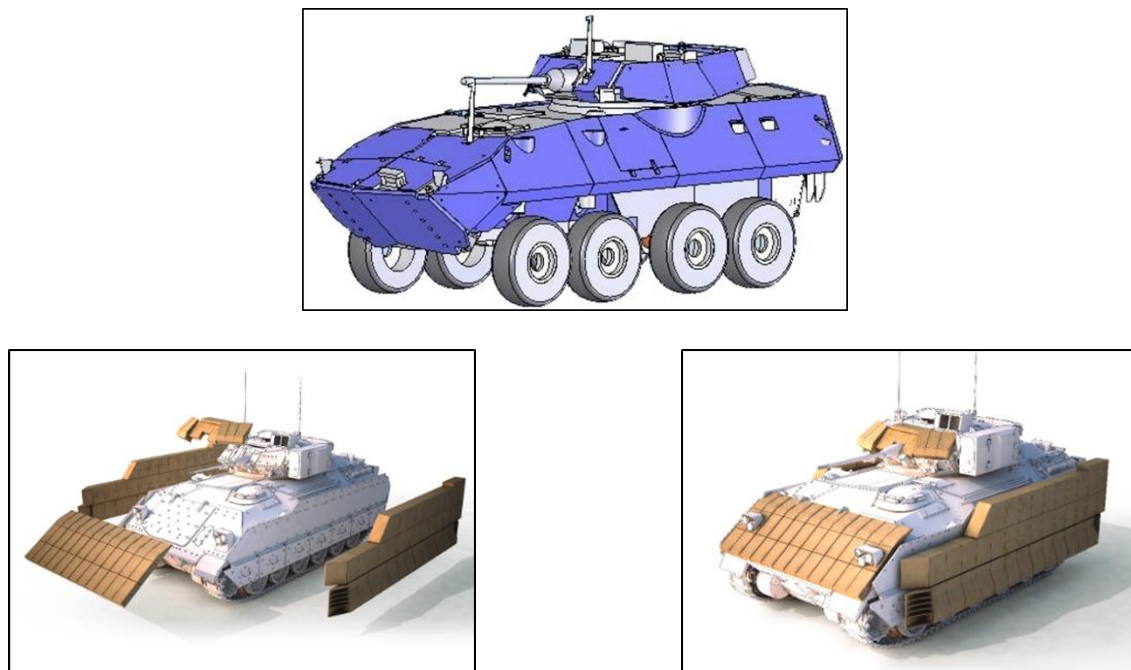


Fig. 1.1. Exemple de blindaj suplimentar [3], [4]

1.2. Suprapunerea plăcilor de blindaj

Rezistența la perforare a plăcilor de blindaj stratificate, cu sau fără spațiu între ele, în comparație cu cea a plăcilor monolitice (omogene) a fost un subiect de cercetare și de controversă un timp îndelungat. Capacitatea balistică a plăcilor stratificate este influențată de numeroși parametri: viteza de impact, rezistența și ductilitatea materialului, dimensiunile plăcii de blindaj, distanța dintre plăci și grosimea acestora și, de asemenea, ordinea de dispunere a plăcilor în cazul în care sunt confecționate din materiale diferite sau au grosimi diferite. Literatura de specialitate existentă conține studii asupra plăcilor cu mai multe straturi, cu diverse combinații ale parametrilor menționați mai sus. Datorită faptului că utilizarea tehnologiei de stratificare al plăcilor ar putea simplifica fabricarea, transportul și asamblarea sistemelor de protecție, principalele obiective ale acestor studii au fost fie îmbunătățirea designului structurilor de protecție, fie determinarea îmbunătățirii sau diminuării capacității de protecție în cazul în care se utilizează sisteme de protecție stratificate. [5]

Holmen și alții au studiat, experimental și numeric, rezistența balistică a unor plăci laminate la cald din oțel structural, cu o rezistență de 355 MPa. Au utilizat atât plăci aflate în starea lor inițială, cât și plăci supuse unui tratament de călire. Tratamentul termic a avut ca scop obținerea unor plăci cu o suprafață dură dar cu un miez relativ ductil pentru a le îmbunătăți astfel proprietățile balistice.

În urma măsurătorilor, au fost obținute următoarele valori medii ale durității:

- 200 HV₀₂ pentru plăcile aflate în stare inițială;
- 800 HV₀₂ la exterior și 400 HV₀₂ la interior pentru plăcile cu o grosime de 12 mm supuse tratamentului de călire;

- 900 HV₀₂ la exterior și 500 HV₀₂ la interior pentru plăcile cu o grosime de 6 mm supuse tratamentului de călire;
- 800 HV₀₂ la exterior și 500 HV₀₂ la interior pentru cele cu o grosime de 3 mm supuse tratamentului de călire.

Testele balistice au fost efectuate utilizând gloanțe perforante de calibru 7,62 mm, a căror geometrie este prezentată în figura 1.2, viteza de impact a acestora variind între 450 m/s și 915 m/s pentru plăcile aflate în stare inițială; și între 680 m/s și 915 m/s pentru plăcile supuse tratamentului de călire.

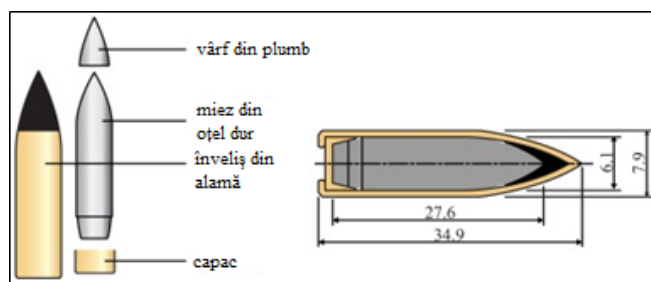


Fig. 1.2. Gloanțele de calibru 7,62 mm utilizate în testele balistice [5]

Experimentul a avut ca scop determinarea modului în care se comportă plăcile monolitice și cele stratificate, însumând aceeași grosime totală, și influența modului de așezare a plăcilor asupra capacității de perforare a gloanțelor. Dimensiunile plăcilor au fost de 300 x 300 mm iar grosimile acestora a fost de: 12 mm, 2 x 6 mm și 3 x 4 mm. Au fost efectuate 57 de teste, în figura 1.3 fiind prezentate unele imagini din tipul unor trageri asupra unor plăci aflate în stare inițială (PI) și asupra unor plăci supuse tratamentului de călire (PC), precum și informații privind viteza inițială (v_i) și viteza reziduală (v_r) a gloanțelor.

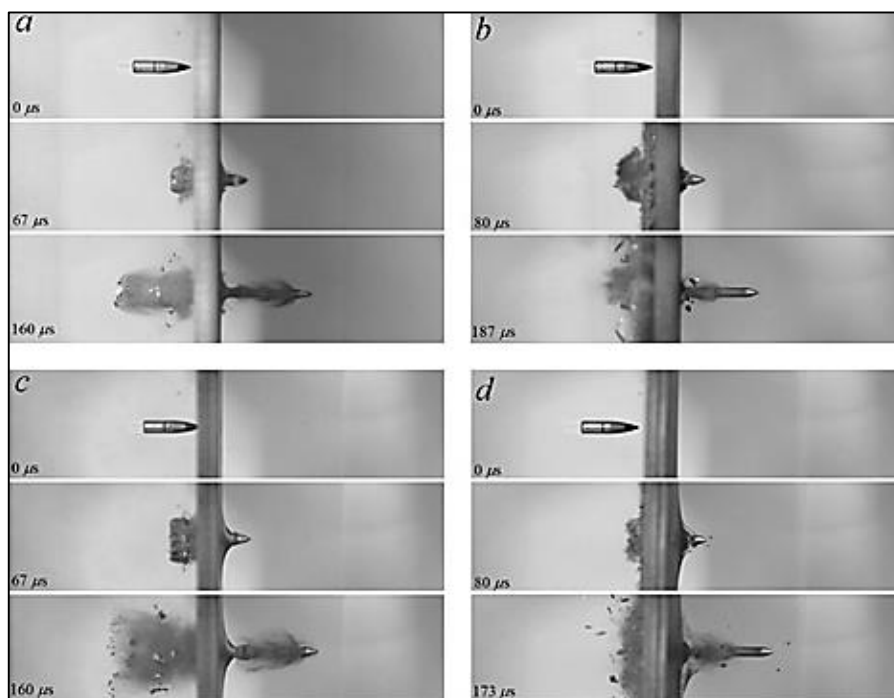


Fig. 1.3. Imagini din timpul testelor experimentale [5]:

- a) PI 12 mm, $v_i = 745$ m/s, $v_r = 501$ m/s; b) PC 12 mm, $v_i = 789$ m/s, $v_r = 308$ m/s;
c) PI 3x4 mm, $v_i = 703$ m/s, $v_r = 445$ m/s; d) PC 3x4 mm, $v_i = 815$ m/s, $v_r = 392$ m/s

Rezultatele testelor experimentale au fost comparate cu cele obținute în urma simulărilor numerice (fig. 1.4) și au fost rezumate unele concluzii:

- aplicarea tratamentului de călire asupra plăcilor a dus la îmbunătățirea proprietăților balistice ale acestora cu aproximativ 20% pentru toate cele trei configurații ale sistemului de protecție,
- deși media durității este mai mare pentru configurațiile cu plăcile suprapuse față de cea a plăcilor monolitice, stratificarea plăcilor nu a îmbunătățit proprietățile balistice ale sistemelor de protecție pentru acest tip de material utilizat și pentru acest tip de proiectil, constatându-se chiar o scădere cu 5% a rezistenței la impact pentru sistemul de plăci 3 x 4 mm [5].

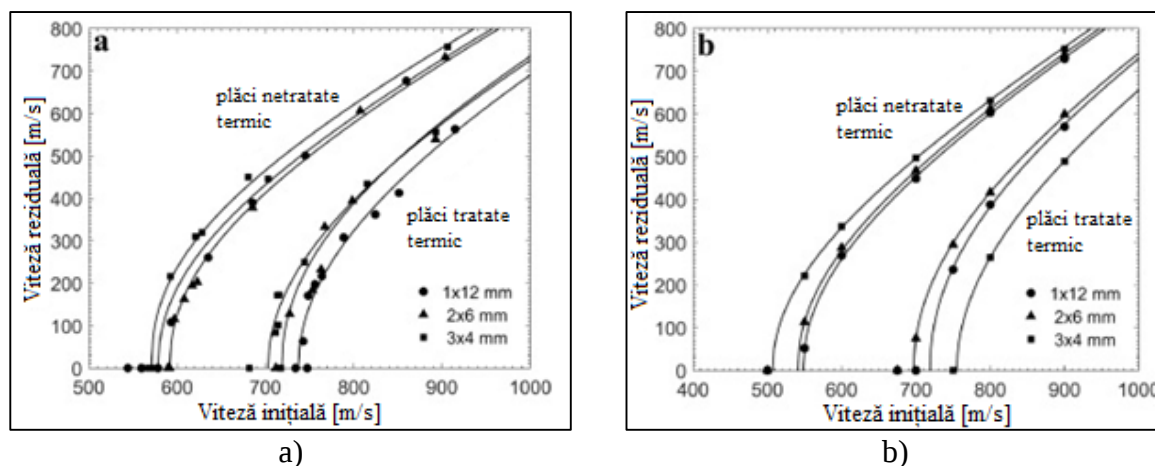


Fig. 1.4. Vitezele inițiale și vitezele reziduale determinate în timpul testelor balistice:
a) teste experimentale; b) simulări numerice [5]

Dey ș.a. au comparat rezistența balistică a unor plăci monolitice cu cea a unor plăci dublu stratificate din oțel Weldox 700E (un oțel martensitic călit, cu o rezistență și ductilitate ridicată). Plăcile au fost supuse unor teste de impact utilizându-se proiectilele ogivale și plate, cu o greutate de 197 g și o duritate de 52 HRC (Fig. 1.5). Vitezele de impact pentru proiectilele plate au variat între 150 și 375 m/s iar pentru cele ogivale între 180 și 370 m/s. Plăcile utilizate au avut un diametru de 500 mm și au fost fixate cu ajutorul a 16 șuruburi în dispozitive de prindere circulare. Sistemele de protecție au avut următoarele configurații:

- o placa monolitică cu o grosime de 12 mm,
- două plăci cu o grosime de 6 mm fiecare aflate în contact,
- două plăci cu o grosime de 6 mm având un spațiu de 24 mm între ele. [6]

În figura 1.6 sunt comparate rezultatele testelor balistice ale celor două configurații de plăci cu o grosime de 6 mm (în contact și cu un spațiu de 24 de mm între ele) cu cele ale plăcilor monolitice de 12 mm, atât pentru proiectilele cu vârf plat cât și pentru cele cu vârf sub formă de ogivă. S-a constatat că rezultatele diferă semnificativ în funcție de forma vârfului proiectilului. În cazul proiectilelor cu vârf plat, configurația cu două straturi oferă o capacitate protecție cu 40-50% mai ridicată față de placa monolitică, în timp pentru proiectilele ogivale placa monolitică oferă o protecție mai ridicată cu aproximativ 10-15% față de configurația cu două straturi. Pentru ambele tipuri de proiectile utilizate în acest studiu, s-au observat doar mici diferențe în ceea ce privește capacitatea de protecție balistică între configurațiile cu două plăci (apropiate sau distanțate). În figura 1.6 b) este prezentată analiza testelor efectuate cu proiectilele ogivale pentru diferite configurații ale plăcilor și se poate observa că modificarea distanței dintre plăci la 12 mm sau 24 de mm nu influențează semnificativ capacitatea de protecție a sistemului balistic. [6]



Fig. 1.5. Geometria proiectilelor a) plate și b) ogivale [6]

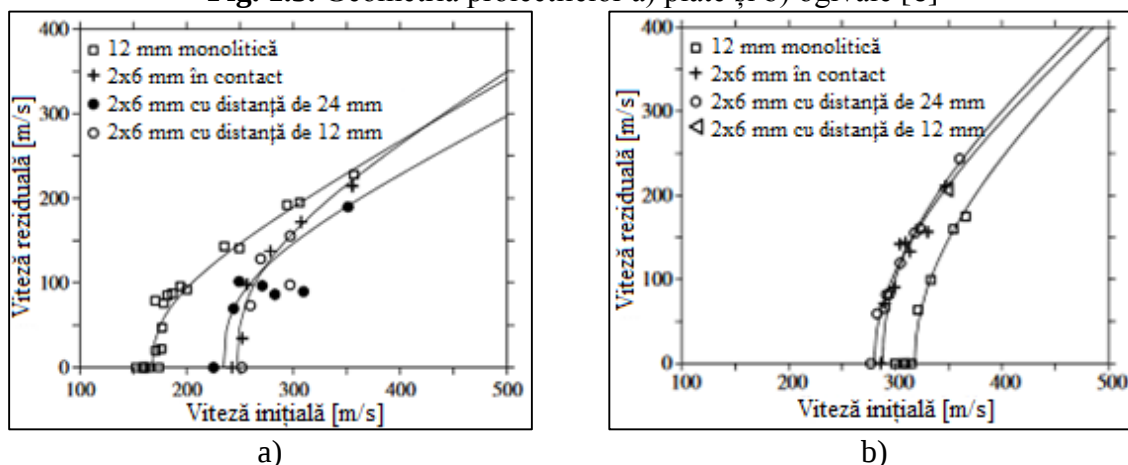


Fig. 1.6. Rezultatele testelor balistice: a) proiectile plate, b) proiectile ogivale [6]

În figura 1.7 sunt prezentate câteva imagini surprinse cu camere de mare viteză din timpul testelor efectuate cu proiectile plate. Figura 1.7 a) arată testarea unei plăci monolitice de 12 mm grosime, unde perforarea este cauzată de o concentrare a forței de forfecare având loc o deformare redusă a plăcii. Un comportament similar este observat în figura 1.7 b), în care este prezentat testul balistic efectuat asupra a două plăci aflate în contact, fiecare având o grosime de 6 mm și în care se poate observa o deformare mai pronunțată a plăcilor dar și eliminarea a două dopuri și a unui inel de material.

Figura 1.7 c) prezintă imagini din timpul testelor efectuate asupra unor plăci de 6 mm grosime având între ele un spațiu de 24 mm. Comportamentul observat a fost cu totul diferit. Atunci când proiectilul lovește prima placă, se produce o concentrare locală a forței de forfecare și are loc perforarea. Dopul rezultat din perforarea primei plăci lovește primul cea de a doua placă și este urmat apoi de proiectil. Dopul, fiind lovit de proiectil, se deformează mărunțindu-și diametrul și astfel se modifică și zona de concentrare a forței de forfecare la care este supusă cea de a doua placă. Proiectilul perforază dopul deformat provenit de la prima placă rezultând un inel de material. Datorită acestui comportament, proiectilul trebuie să perforzeze trei „ținte”: placa 1, dopul eliminat din placa 1 și placa 2. Creșterea de 50% a gradului de protecție oferit de plăcile dispuse stratificat poate fi atribuită creșterii cu același procent a grosimii „țintei” cauzate de dop. În consecință, întrucât proiectilul nu mai concentrează cu aceeași eficiență forța de forfecare în placa 2, datorită dopului provenit din placa 1, se consumă mai multă energie prin schimbarea modului de deformare și perforare în comparație cu energia consumată pentru perforarea unei plăci monolitice. Se estimează faptul că procesul de perforare a sistemului de protecție de către proiectil se desfășoară similar atât în cazul configurației de două plăci aflate în contact cât și în cazul configurației cu două plăci distanțate. Prin urmare se poate concluziona că, în cazul utilizării proiectilelor cu vârf plat, capacitatea de protecție balistică este mai ridicată pentru o configurație formată din două plăci față de protecția oferită de o placă monolitică pentru aceeași grosime a sistemului.[6]

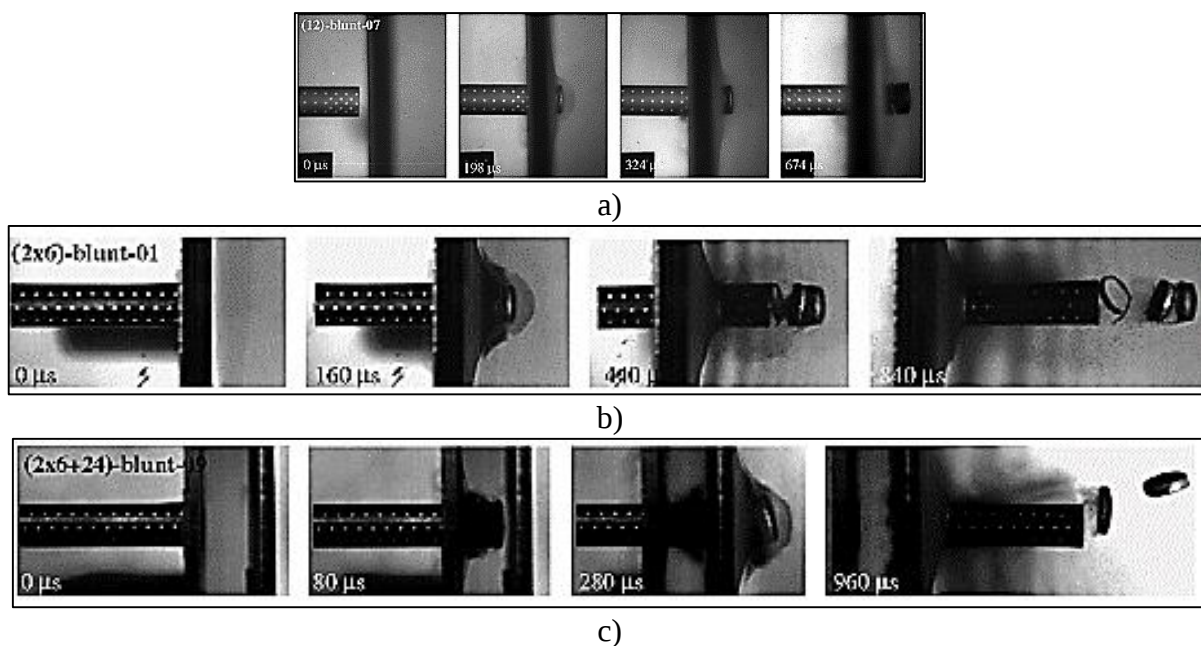


Fig. 1.7. Teste balistice cu proiectile cu vârf plat: a) placă monolitică cu o grosime de 12 mm, b) configurația 2x6 mm, c) configurația 2x6 mm + 24 mm [6]

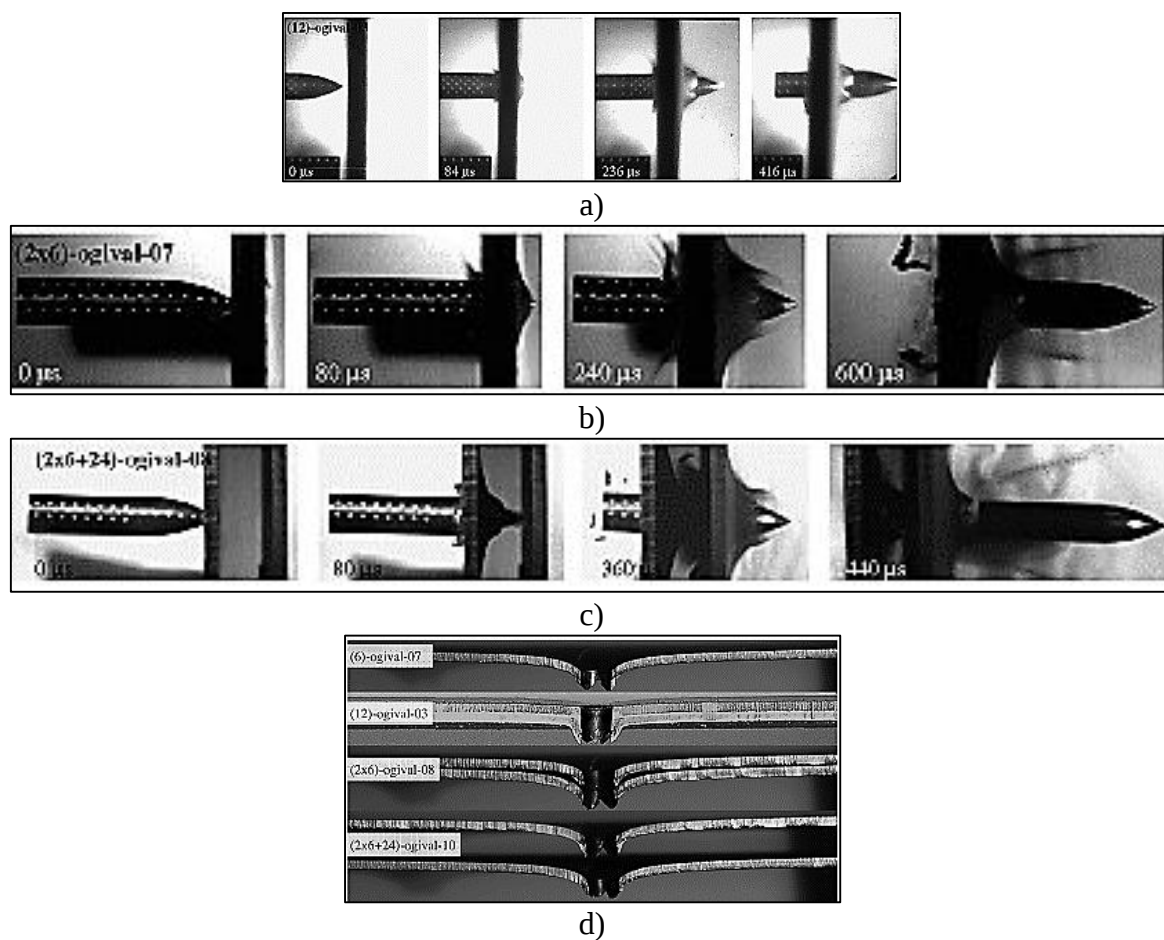


Fig. 1.8. Teste balistice cu proiectile cu vârf ogival: a) placă monolitică cu o grosime de 12 mm, b) configurația 2x6 mm, c) configurația 2x6 mm + 24 mm, d) secțiune transversală a plăcilor perforate [6]

Asupra sistemelor de protecție balistică supuse la impactul cu proiectile cu vârf sub formă de ogivă nu acționează forțe de forfecare concentrate, așa cum se întâmplă în cazul impactului cu proiectile cu vârf plat. Indiferent de configurația sistemului de protecție balistică sau de viteza de impact a proiectilului, în cazul utilizării proiectilelor ogivale, gaura ce se formează în timpul procesului de perforare este lărgită prin deformare plastică. Acest fenomen este vizibil în figura 1.8 unde se observă cum vârful proiectilului perforează placa, gaura formată lărgindu-se apoi prin deformare plastică. [6]

Rezistența sistemelor de protecție are de suferit atunci când sunt dispuse într-o configurație stratificată deoarece forțele ce cauzează perforarea nu pot fi transferate între plăci. Prin urmare, atunci când sistemul balistic este supus impactului cu un proiectil ogival, rezistența balistică este de așteptat să fie ceva mai mare pentru o placă monolitică decât cea pentru un sistem format din două plăci. În urma testelor efectuate cu proiectile ogivale s-a constatat o scădere cu 10% a rezistenței balistice pentru sistemele formate din două plăci în comparație cu cea a unei plăci monolitice de aceeași grosime echivalentă, rezultate similare fiind obținute și de alți cercetători. Măsurătorile efectuate asupra plăcilor perforate în urma testelor (figura 1.8d), au arătat că deformarea plastică permanentă este de trei ori mai mare în cazul plăcilor cu o grosime de 6 mm, față de placa ce are o grosime de 12 mm, indiferent de configurația în care au fost așezate. Această diferență este atribuită rigidității mai scăzute a plăcii cu o grosime mai mică. [6]

Flores-Jonson ș.a., au studiat comportarea sistemelor balistice monolitice, cu două și cu trei straturi, realizate din oțel (Weldox 700E), din aliaj de aluminiu (AL 7075-T651) și diferite combinații din aceste materiale, la impactul cu un proiectil APM2 – 7,62 mm, a cărei geometrie este prezentată în figura 1.9. Viteza proiectilului a variat între 755 și 950 m/s. Cercetările au fost realizate utilizând softul de analiză cu element finit LS-DYNA. Proiectilul a fost modelat ca având trei componente distincte: înveliș din alamă, miez din oțel și vârf din plumb. Plăcile supuse impactului au fost modelate ca având un diametru de 100 mm, iar pentru reducerea timpului de calcul a fost considerată o zonă de impact cu un diametru de 30 mm în centrul acestora, unde rețeaua de discretizare a fost rafinată mai precis. Configurațiile testate au avut diferite variante de dispunere a straturilor și diferite grosimi totale (tabelul 1.1). [7]

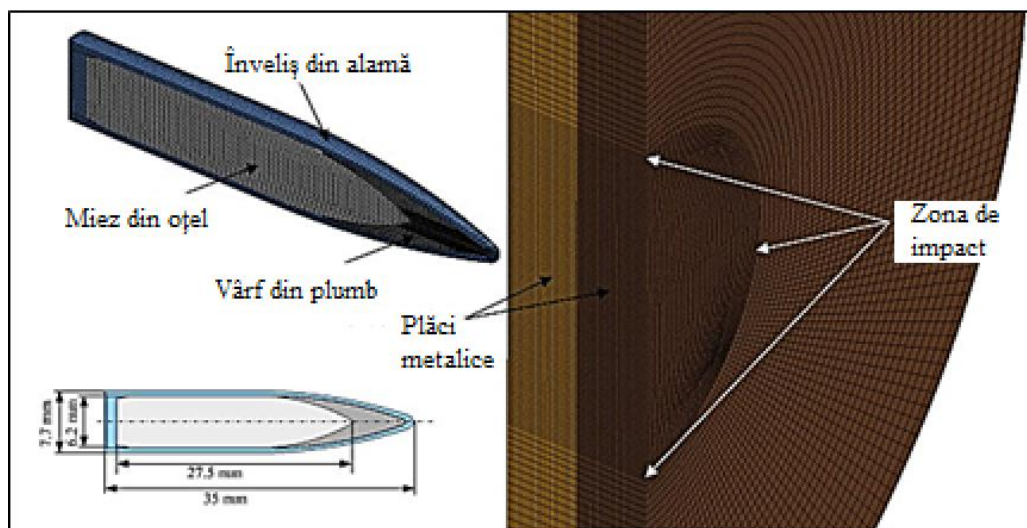


Fig. 1.9. Geometria proiectilului utilizat în experimente și rafinarea zonei de impact [7]

Tabel. 1.1. Configurațiile plăcilor utilizate în experimente [7]

Configurație	Geometrie	Cod	Grosime totală [mm]	Dispunerea straturilor	Densitate specifică [kg/m ²]
1 strat		M12W	12	1x12 mm oțel	94,2
		M12A	12	1x12 mm Al	34,2
		M14W	14	1x14 mm oțel	109,9
		M16W	16	1x14 mm oțel	125,6
		M18W	18	1x18 mm oțel	141,3
		M20W	20	1x20 mm oțel	150
		M20A	20	1x20 mm Al	54
		M30A	30	1x30 mm Al	81
		M36A	36	1x36 mm Al	97,2
		M40A	40	1x40 mm Al	108
2 straturi		D12W	12	2x6 mm oțel	92,2
		D12A	12	2x6 mm Al	32,4
		D14W	14	2x7mm oțel	109,9
		D16W	16	2x8mm oțel	125,6
		D18W	18	2x9 mm oțel	141,3
		D20W	20	2x10 mm oțel	150
		D20A	20	2x10 mm Al	54
		D30A	30	2x15 mm Al	81
		D36A	36	2x18 mm Al	97,2
		D40A	40	2x20 mm Al	108
3 straturi		T12W	12	3x4 mm oțel	94,2
		T12A	12	3x4 mm Al	32,4
		T14W	14	3x4,66 mm oțel	109,9
		T16W	16	3x5,33 mm oțel	125,6
		T18W	18	3x6 mm oțel	141,3
		T20W	20	3x6,66 mm oțel	150
		T20A	20	3x6,66 mm Al	54
		T30A	30	3x10 mm Al	81
		T36A	36	3x12 mm Al	97,2
		T40A	40	3x13,33 mm Al	108
3 straturi disimilare		TM20AW W	20	1x6mm Al+1x6,66 mm oțel+1x6,66 mm oțel	122,7
		TM20WA W	20	1x6,66 mm oțel+1x6,66 mm Al+1x6,66 mm oțel	122,7
		TM20WW A	20	1x6,66 mm oțel+1x6,66 mm oțel+1x6,66mm AL	122,7
2 straturi disimilare		DM20AW	20	1x6,66 mm Al+1x13,33 mm oțel	122,7
		DM20WA	20	1x13,33 mm oțel+1x6,66 mm Al	122,7

În figura 1.10 este prezentată perforarea diferitelor configurații a sistemelor balistice de protecție. Se poate observa că deformarea plastică a plăcilor monolitice este mai scăzută decât cea a configurațiilor cu două și trei straturi, acest fenomen fiind atribuit scăderii rigidității sistemului odată cu creșterea numărului de straturi. [7]

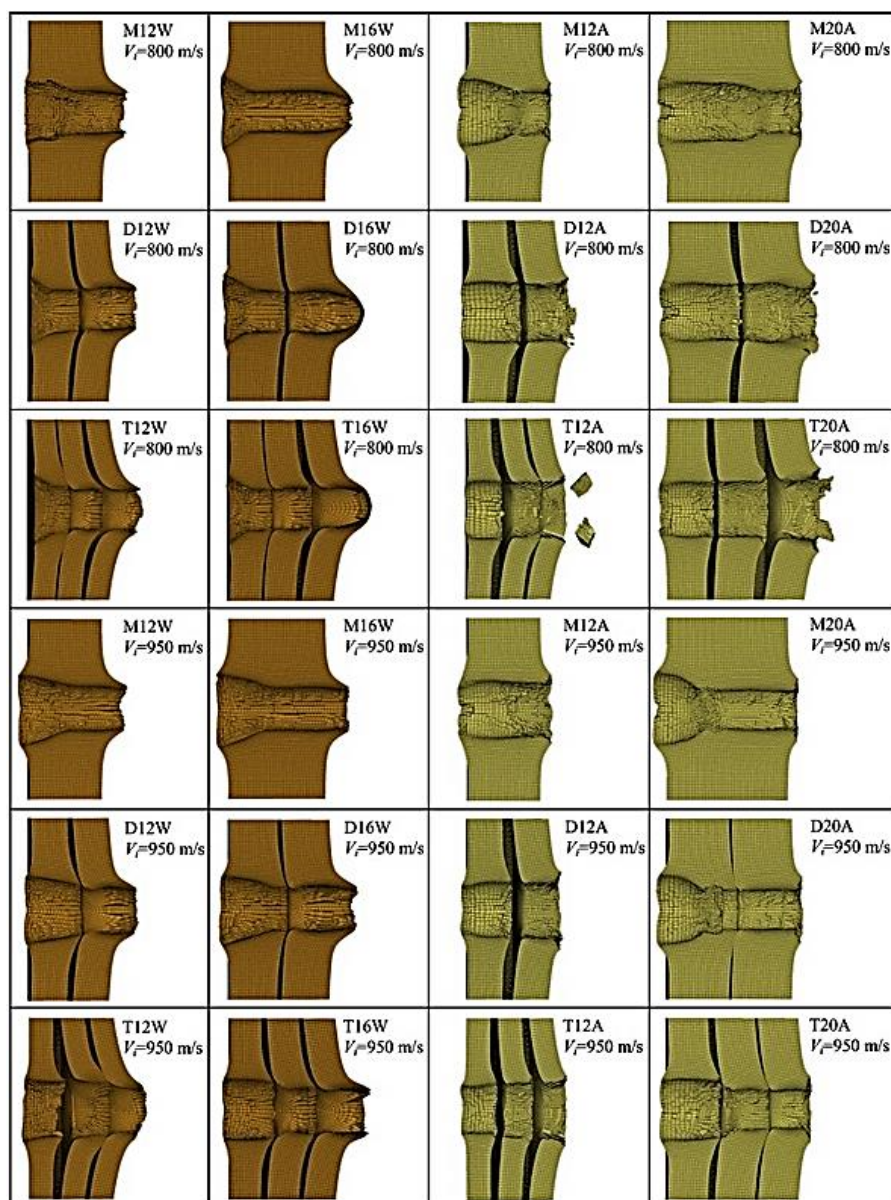


Fig. 1.10. Comportarea la perforare a sistemelor balistice [7]

În figura 1.11a este prezentat un grafic al vitezei reziduale în raport cu densitatea pentru diferite configurații ale sistemelor balistice, realizate din oțel, vitezele de impact al proiectilelor fiind de 800 și 950 m/s. Așa cum era de așteptat, viteza reziduală scade, odată cu creșterea densității sistemelor de protecție și implicit a creșterii capacității de absorbție a energiei. În cazul analizei comportării sistemelor supuse unui impact cu un proiectil ce are viteză de 950 m/s s-a constatat ca diferențele nu sunt semnificative între configurațiile monolitice și cele formate din trei straturi deși rezistența balistică scade odată cu creșterea numărului de straturi. La analiza impactului cu o viteză de 800 m/s s-a constatat ca se păstrează aceeași tendință de scădere a capacității balistice odată cu creșterea numărului de straturi, însă diferențele sunt mai mari între rezultatele obținute pentru configurațiile monolitice și cele obținute pentru sistemele formate din trei straturi. Tendința de descreștere a capacității balistice odată cu creșterea numărului de straturi s-a constatat și în cazul configurațiilor realizate din aliaj de aluminiu. În cazul analizei comportării acestui material s-a observat faptul că sub grosimi de 20 mm ale sistemului diferențele dintre diferitele configurații sunt nesemnificative, acestea crescând odată cu creșterea densității sistemului de protecție (figura 1.11b). [7]

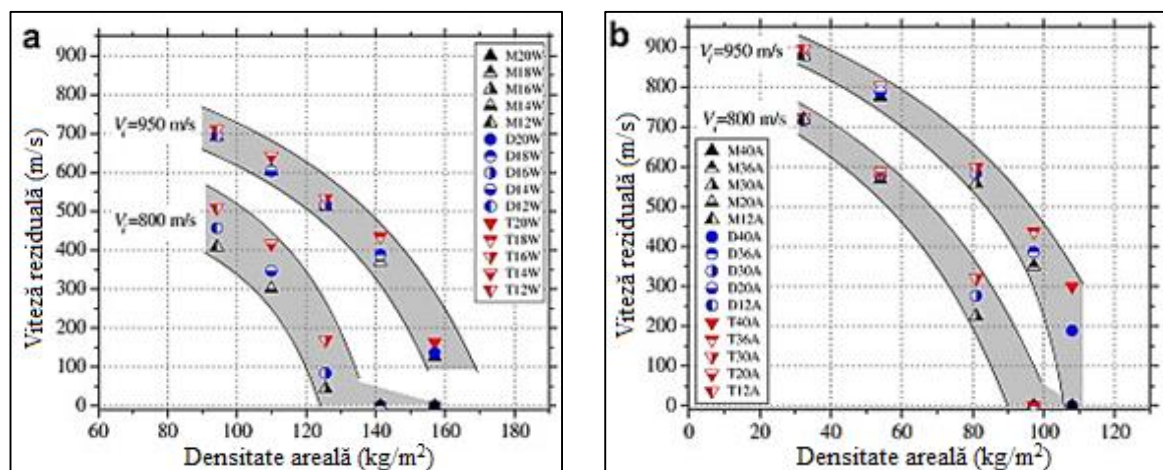


Fig. 1.11. Viteza reziduală pentru configurațiile din: a) oțel, b) aliaj de aluminiu [7]

În figura 1.12 este prezentată o comparație între rezultatele obținute pentru configurațiile cu o grosime de 20 mm realizate din materiale disimilare (oțel și aluminiu) și cele obținute pentru configurațiile cu o grosime de 16 mm realizate din oțel, toate sistemele având o densitate medie apropiată. Se poate observa că cel mai scăzut grad de protecție este oferit de configurația realizată din trei placi de oțel (T16W) iar cele mai bune rezultate au fost obținute de configurația cu două straturi din materiale diferite (DM20AW) putându-se concluziona că utilizarea mai multor straturi din materiale disimilare în proiectarea sistemelor balistice poate duce la rezultate mai bune decât în cazul utilizării unui singur tip de material. [7]

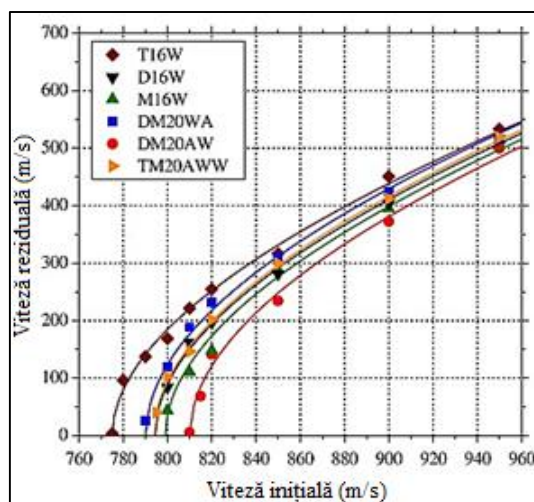


Fig. 1.12. Viteza reziduală obținută de sistemele cu materiale disimilare și cele cu materiale similare [7]

1.3. Unghiul de inclinare al armurilor

Majoritatea studiilor ce investighează impactului balistic sunt axate pe situațiile de impact perpendicular al proiectilului asupra țintei pentru a stabili capacitatea de protecție a sistemelor balistice, datorită faptului că incidența normală abordează cel mai nefavorabil scenariu. Cu toate acestea, în majoritatea situațiilor efective de impact, proiectilul atinge ținta cu un anumit grad de înclinare. Pe baza lucrărilor publicate de autorii ce au cercetat influența

unghiului de înclinare al blindajelor asupra capacității de protecție a sistemelor balistice, s-a observat că aceasta este nesemnificativă la unghiuri sub 30%. Însă, odată cu creșterea unghiului de înclinare, s-a constatat o scădere semnificativă a vitezei reziduale a proiectilului. [8]-[12]

Odată cu mărirea gradului de înclinare a blindajului crește grosimea reală parcursă de proiectil în timpul procesului de perforare introducându-se astfel termenul de blindaj echivalent. În tabelul 1.2 sunt prezentate valorile grosimii reale a plăcii de blindaj în funcție de unghiul de incidență, pentru o grosime echivalentă de 100 mm [13]. Deși, la o primă vedere, înclinarea blindajului ar reprezenta o soluție pentru reducerea greutateii acestuia, cantitatea de material economisită din subțierea plăcilor trebuie utilizată pentru realizarea lățimilor/lungimilor mai mari necesare pentru acoperirea întregii suprafețe. Principalul avantaj oferit de folosirea unui unghi de înclinare a blindajelor constă în creșterea posibilității de ricoșare a proiectilelor sau de deviere a traiectoriei acestora.

Tabel. 1.2. Grosimea reală a plăcii de blindaj la o grosime echivalentă de 100 mm [13]

Grosimea blindajului [mm]	100	93,969	76,604	64,278	50
Unghiul de incidență [°]	0	20	40	50	60

Iqbal M.A. ș.a. au investigat influența unghiului de înclinare asupra capacității de protecție balistică pentru diferite configurații de blindaj utilizând programul de analiză cu element finit ABAQUS/Explicit. Datele obținute au fost comparate apoi cu rezultatele experimentale. A fost simulat impactul unui proiectil 7,62 AP asupra unor plăci monolitice cu grosimi de 4,7; 6; 10; 12 și 16 mm precum și asupra unor sisteme de blindaje cu plăci stratificate, cu sau fără spațiu între ele având o grosime echivalentă de 10 mm. Rezultatele simulărilor la impact pentru plăcile monolitice având unghiurile de înclinare de 0°, 30°, 45° sunt prezentate în tabelele 1.3, 1.4 și 1.5.

Tabel 1.3. Rezultatele simulărilor balistice pentru un unghi de incidență de 0° [12]

Viteza de impact [m/s]	Viteza reziduală [m/s] în funcție de grosimea plăcilor [mm]				
	4,7	6	10	12	16
821	763,7	750,9	701,4	662,4	594,1
650	584,2	565,6	497,1	451,9	354,6
535	-	-	-	-	29,1
530	451,2	428,1	341,5	271	0
450	-	-	194,8	20,71	-
445	353,1	319,4	169,5	0	-
404	-	-	15,4	-	-
397	291,5	250,5	0	-	-
310	-	23,3	-	-	-
299	127	0	-	-	-
275	21,9	-	-	-	-
273	0	-	-	-	-

Cum era de așteptat viteza reziduală scade odată cu creșterea grosimii plăcilor, însă se poate observa și efectul pozitiv pe care îl are creșterea unghiului de înclinare a plăcilor asupra creșterii capacității de protecție a sistemelor balistice. Plăcile cu o grosime de 4,7 mm au fost perforate la o viteză de impact de 275 m/s atunci când au avut un unghi de înclinare de 0°, viteza

de impact necesară perforării acestora crescând apoi la 296 m/s pentru un unghi de înclinare de 30° și la 345 m/s pentru un unghi de înclinare de 45° constatându-se astfel o creștere a rezistenței balistice cu 8% respectiv 25%. Aceeași tendință de creștere a rezistenței balistice odată cu creșterea unghiului de înclinare a fost constatată și pentru celelalte grosimi ale plăcilor. Astfel pentru placa cu o grosime de 6 mm s-a constatat o creștere a rezistenței balistice cu 7% respectiv 32%, pentru placa cu o grosime de 10 mm o creștere de 12% respectiv 42%, pentru placa cu o grosime de 12 mm o creștere de 12% respectiv 38%, iar pentru placa cu o grosime de 16 mm o creștere de 13% respectiv 38%.

Tabel 1.4. Rezultatele simulărilor balistice pentru un unghi de incidență de 30° [12]

Viteza de impact [m/s]	Viteza reziduală [m/s] în funcție de grosimea plăcilor [mm]				
	4,7	6	10	12	16
825	755,1	743,8	674,2	628,3	534,1
620	540,7	517,1	-	-	115,4
605	-	-	-	-	22,3
597	517,2	500,8	370,2	304,6	0
550	-	-	311,7	209,3	-
515	-	-	-	87,5	-
505	-	-	-	17,6	-
500	405,3	470,7	203,8	0	-
470	-	-	128,9	-	-
450	-	-	19	-	-
445	341,1	297,2	0	-	-
360	-	-	147,2	-	-
330	-	28,-6	-	-	-
320	142,4	0	-	-	-
296	22,3	-	-	-	-
290	0	-	-	-	-

Tabel 1.5. Rezultatele simulărilor balistice pentru un unghi de incidență de 45° [12]

Viteza de impact [m/s]	Viteza reziduală [m/s] în funcție de grosimea plăcilor [mm]				
	4,7	6	10	12	16
790	707,1	686,1	556,2	526,1	329,9
450	-	-	-	-	121,3
735	-	-	-	-	24,6
727	641,2	612,3	467,3	395,6	0
618	-	-	-	26,5	-
610	510,3	460,4	191,3	-	-
600	-	-	178,1	-	-
575	-	-	28	-	-
570	466,5	417,6	0	-	-
450	-	195,5	-	-	-
410	-	31,4	-	-	-
400	221,7	0	-	-	-
390	199,1	-	-	-	-
345	29,6	-	-	-	-
338	0	-	-	-	-

Pentru plăcile cu grosimi de 10, 12 și 16 mm au fost efectuate simulări și la un unghi de înclinare de 60% pentru a putea fi comparate cu rezultatele experimentale. În cazul plăcii cu o grosime de 10 mm înclinată la un unghi de 60° în cadrul experimentelor balistice s-a constatat o perforare a plăcii (fig. 1.13a) deși simulările au avut ca rezultat o încastrare a proiectilului în placă (fig. 1.13b). În cazul plăcilor cu o grosimi de 12 și 16 mm înclinarea acestora la un unghi de 60° a avut ca rezultat ricoșarea proiectilului atât în încercările experimentale cat și în simulările efectuate, după cum se poate observa în figurile 1.14 și 1.15. [12].

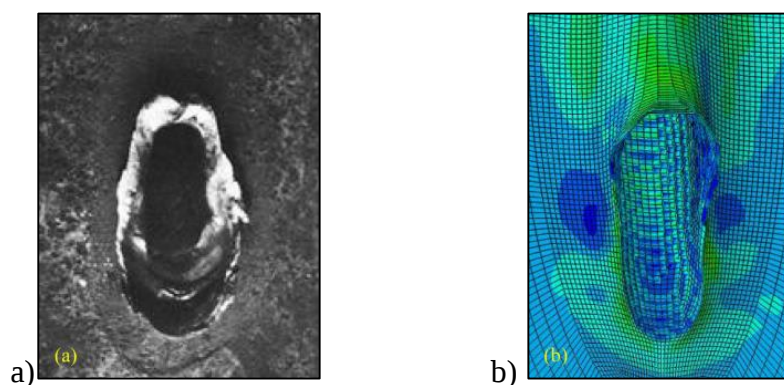


Fig. 1.13. Rezultatele obținute pe cale experimentală (a) și în urma simulărilor (b) pentru o placă cu o grosime de 10 mm înclinată la un unghi de 60° [12]

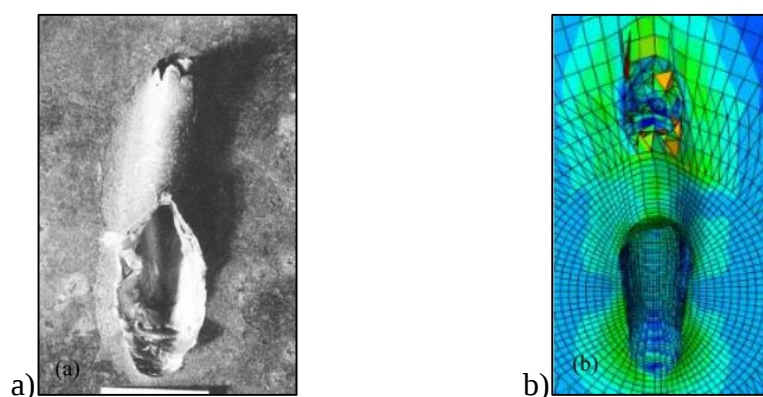


Fig. 1.14. Rezultatele obținute pe cale experimentală (a) și în urma simulărilor (b) pentru o placă cu o grosime de 12 mm înclinată la un unghi de 60° [12]

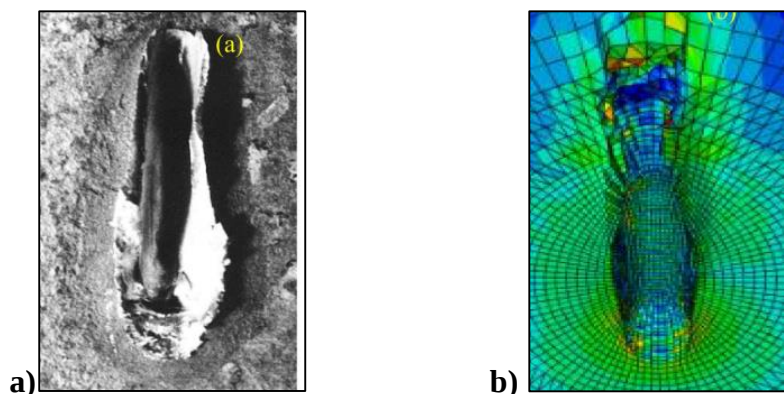


Fig. 1.15. Rezultatele obținute pe cale experimentală (a) și în urma simularilor (b) pentru o placă cu o grosime de 16 mm înclinată la un unghi de 60° [12]

Rezultatele obținute în urma testelor efectuate pentru configurațiile de blindaj cu plăci stratificate cu o grosime echivalentă de 10 mm au fost comparate cu cele obținute pentru placa monolitică de aceeași grosime echivalentă. În tabelul 1.6 sunt prezentate vitezele minime pe care trebuie să le aibă proiectilul pentru a perfora sistemele balistice. [12]

Tabel 1.6. Limita balistică pentru diferite configurații ale sistemelor de protecție [12]

Configurația sistemului balistic	Limita balistică a sistemelor de protecție pentru un unghi de înclinare de			
	0°	30°	45°	60°
Placă monolitică (10 mm)	400,5	447,5	572,5	Ricoșare
Plăci lipite (3x3,33 mm)	396	431	515	Încadrare
Plăci distanțate (3x3,33 mm)	395,1	416	437,5	622,5

Se poate observa aceeași tendință de creștere a gradului de protecție pentru fiecare sistem balistic în parte odată cu creșterea unghiului de înclinare al acestuia. La un unghi de incidență normal diferențele dintre cele trei configurații nu sunt semnificative. Însă odată cu creșterea unghiului de înclinare al sistemelor diferențele dintre limitele balistice ale acestora cresc, constatându-se, la un unghi de înclinare de 30°, o scădere cu 3% pentru configurația cu plăci aflate în contact și una cu 7% pentru cea cu plăci distanțate. La un unghi de înclinare de 45° scăderea este de 10% pentru configurația cu plăci apropiate și de 24% pentru configurația cu plăci distanțate. La unghiul de înclinare de 60° s-a constatat ricoșarea proiectilului în cazul plăcii monolitice, încadrarea acestuia în cazul configurației cu plăci lipite și perforarea configurației cu plăci distanțate. Apariția acestor diferențe este atribuită gradului mai mic de deviere a traiectoriei proiectilului provocat de configurațiile cu plăci stratificate față de cel generat de plăcile monolitice așa cum se poate observa și în figura 1.16. [12]

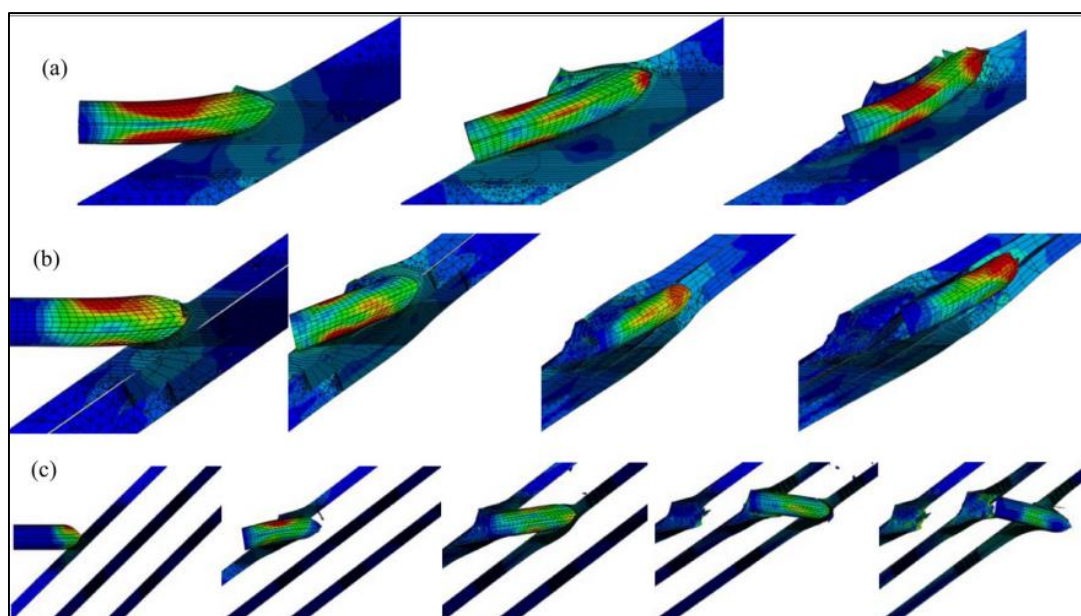


Fig. 1.16. Simulările impactului unui proiectil asupra unor sisteme de protecție cu grosime echivalentă de 10 mm înclinate la 60°:
a) placă monolitică, b) plăci apropiate, c) plăci distanțate [12]

În cazul plăcilor distanțate a fost studiată influența spațiului dintre ele. Astfel au fost investigate plăci cu grosimi de 4,7 și 6 mm, cu un spațiu între ele de 10, 20, 30, 40, 50 și 60 mm, supuse unui impact cu un proiectil având o incidență normală și o viteză de 821 m/s. Pentru simulările efectuate asupra plăcii cu o grosime de 4,7 mm au arătat că viteza reziduală crește odată cu spațiul dintre plăci. Pentru cea cu o grosime de 6 mm viteza reziduală crește inițial, când spațiul dintre plăci este mărit la 10 mm, apoi se menține constantă odată cu creșterea spațiului așa cum se poate observa în figura 1.17. Se poate concluziona astfel că utilizarea unui spațiu între plăcile ce compun sistemul balistic nu are o influență pozitivă sesizabilă asupra reducerii vitezei reziduale a proiectilului la viteze inițiale de impact ridicate. [12]

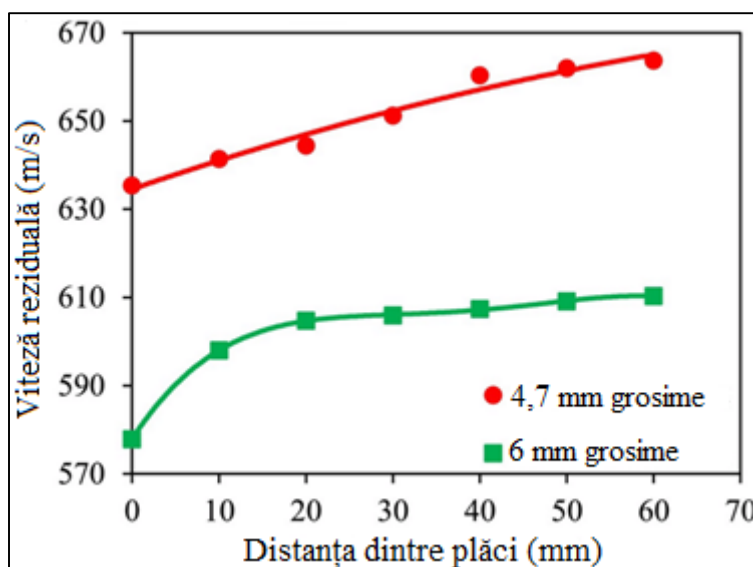


Fig. 1.17. Influența spațiului dintre plăci asupra vitezei reziduale

1.4. Concluzii

În urma lucrărilor analizate se pot rezuma următoarele concluzii

- Pentru ca grosimea echivalentă să aibă un efect sesizabil asupra vitezei reziduale a proiectilului trebuie ca placa de blindaj să aibă un unghi de înclinare de minim 30° iar pentru creșterea probabilității de ricoșare, un unghi de min 60° .
- În cazul impactului unor proiectile cu vârf plat, două plăci suprapuse din același material de blindaj oferă o rezistență mai ridicată față de cea oferită de o placă monolitică cu aceeași grosime echivalentă. În cazul impactului proiectilelor ogivale placa monolitică are o rezistență superioară datorită rigidității sale mai ridicate.
- Un sistem format din două sau mai multe plăci confecționate din materiale diferite poate oferi o rezistență mai ridicată față de o placă monolitică de grosime echivalentă, atât la impactul proiectilelor plate cât și a celor ogivale. Unele din materialele nou dezvoltate ce pot fi aplicate cu succes în confecționarea blindajelor suplimentare sunt aliajele cu entropie ridicată.
- O rigiditate crescută a sistemului balistic determină creșterea capacității de protecție a acestuia. Utilizarea procesului de sudare în detrimentul celorlalte metode de asamblare poate duce la creșterea rigidității sistemului balistic.

Capitol 2. Sudarea aliajelor cu entropie ridicată

2.1. Caracterizarea aliajelor cu entropie ridicată

Din cele mai vechi timpuri, aliajele au fost dezvoltate și elaborate, în mod tradițional, pe un model bazat pe existența unui "element chimic de bază" [13]. Această metodă se referă la stabilirea unui element chimic sau, uneori, a două elemente chimice principale, cum ar fi fierul în oțeluri sau nichelul în super-aliaje, la care se adaugă, în procente scăzute, elemente de aliere, în vederea obținerii unor aliaje cu proprietăți superioare. În urmă cu aproape două decenii, a fost propusă o nouă metodă de elaborare a aliajelor care se bazează pe combinarea, într-o compoziție echimolară sau aproape echimolară, a mai multor elemente chimice. Aceste aliaje, care își păstrează proprietățile la variații mari de temperatură au fost denumite "aliaje cu entropie ridicată" (High Entropy Alloys - HEA) [13], [14].

Prin definiție, HEA conțin cel puțin patru elemente principale metalice, cu concentrații atomice cuprinse între 5 și 35%. Aceste aliaje pot fi microaliate cu alte elemente chimice, a căror concentrație este mai mică de 5%, pentru a li se îmbunătăți caracteristicile [15]-[23]. Se pot obține astfel aliaje cu proprietăți deosebite [24]-[33] cum ar fi aliajul $\text{Al}_{20}\text{Li}_{20}\text{Mg}_{10}\text{Sc}_{20}\text{Ti}_{30}$ care, la o densitate de doar $2,67 \text{ g/cm}^3$, prezintă o duritate de 5,9 GPa, similară cu a oțelurilor de înaltă rezistență [34]. Unele aliaje se remarcă prin valori ridicate ale limitei de curgere și ale rezistenței la rupere cum ar fi aliajul $\text{Fe}_{25}\text{Co}_{25}\text{Ni}_{25}\text{Al}_{10}\text{Ti}_{15}$ care are o limită de curgere de 1,82 GPa ajungând până la o rezistență la rupere de 2,52 GPa [35] sau aliajul $\text{MoNbTiV}_{0.75}\text{Zr}$ ce are o limită de curgere de 1,7 GPa și o rezistență la rupere de 3,9 GPa [36]. Un aliaj ce se remarcă prin caracteristicile de plasticitate este $\text{V}_{10}\text{Cr}_{15}\text{Mn}_5\text{Fe}_{35}\text{Co}_{10}\text{Ni}_{25}$ care la temperatura 700°C are o alungire de 770% iar la temperatura 800°C o alungire de 700% [37]. În urma cercetărilor, compozițiile chimice ale unor aliaje cu entropie ridicată sunt prezentate în tabelul 2.1.

Tabel 2.1. Compoziția chimică a unor aliaje cu entropie ridicată [38]-[48]

Aliaj	Compoziție chimică [%]					
$\text{Al}_{0,5}\text{CoCrFeNi}$	Al - 11,11	Co - 22,22	Cr - 22,22	Fe - 22,22	Ni - 22,22	
CoCrFeMnNi	Co - 19,8	Cr - 19,94	Fe - 20,6	Mn - 19,34	Ni - 20,32	
$\text{CoCrFeNiAl}_{0,3}$	Co - 23,26	Cr - 23,26	Fe - 23,26	Ni - 23,26	Al - 6,9	
$\text{Al}_{0,3}\text{CrFe}_{1,5}\text{MnNi}_{0,5}$	Al - 3,5	Cr - 22,19	Fe - 36,82	Mn - 23,67	Ni - 13,76	
$\text{AlMo}_{0,5}\text{NbTa}_{0,5}\text{TiZr}$	Al - 21,34	Mo - 13,56	Nb - 24,6	Ta - 12,95	Ti-20,61	Zr - 5,3
CrNbTiVZr	Cr - 20,2	Nb - 20	Ti - 19,96	V - 19,96	Zr - 6,57	
TiNbMoTaW	Ti -18,87	Nb - 21,6	Mo - 21,8	Ta - 18,95	W - 18,78	
$\text{W}_{0,33}\text{NbMoTa}$	W - 12,42	Nb - 27,4	Mo - 30,01	Ta - 30,17		
CrMoNbTaVW	Cr - 27,05	Mo - 13,68	Nb - 13,63	Ta - 13,64	V - 15,18	W - 16,81
MoNbHfZrTi	Mo - 19,58	Nb - 20,51	Hf - 20,42	Zr - 20,1	Ti - 19,39	
$\text{NbCrMo}_{0,5}\text{Ta}_{0,5}\text{TiZr}$	Nb - 21,84	Cr - 18,39	Mo - 10,04	Ta - 11,86	Ti - 19,4	Zr - 18,48

Pentru aliajele convenționale, proprietățile mecanice sunt determinate de elementul chimic dominant. De exemplu, modulul lui Young are valoarea de aprox. 200 GPa pentru aliajele al căror element principal este Fe, 110 GPa pentru cele pe bază de titan și de aprox. 75 GPa pentru cele pe bază de aluminiu. Pentru aliajele HEA, modulul lui Young poate avea o valoare diferită, în funcție de elementele chimice constitutive. Astfel, aliajul $\text{CoCrFeNiCuAl}_{0.5}$ are modulul Young de 24 GPa, mult mai scăzut față de modulul oricărui element chimic constitutiv (Fig. 2.1). [49]

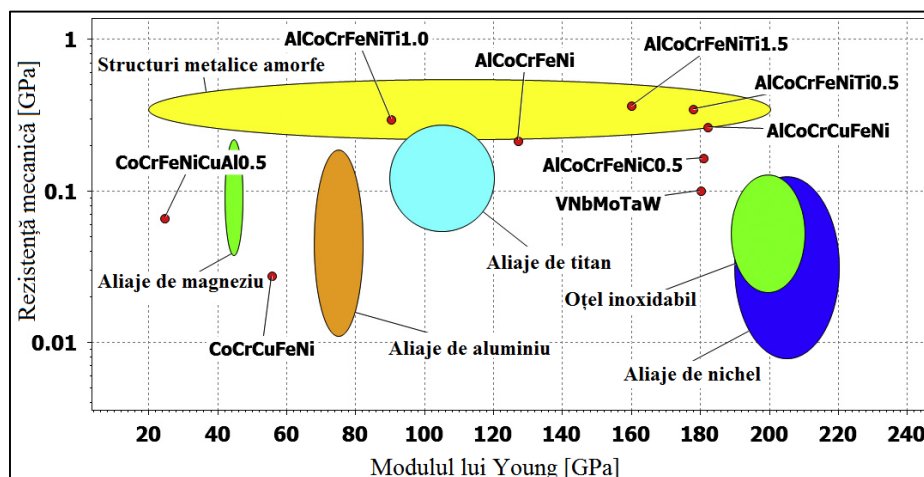


Fig. 2.1. Raportul rezistență mecanică/densitate în funcție de modulul lui Young pentru aliaje HEA și aliaje tradiționale [49]

O altă caracteristică importantă în caracterizarea mecanică a aliajelor este duritatea. În figura 2.2 este prezentată o comparație între duritatea unor aliaje cu entropie ridicată și cea a unor aliaje tradiționale. Se observă o variație mare a durității, porțiunea hașurată a coloanelor reprezentând posibilitatea creșterii durității aliajelor prin modificarea concentrației a unuia sau a mai multor elemente chimice sau prin aplicarea unor tratamente termo-mecanice. De asemenea, se poate observa faptul că sunt unele aliaje cu entropie ridicată (AlCrFeMnNi și AlCrFeMoNi) a căror duritate o poate depăși semnificativ pe cea a aliajelor tradiționale [50].

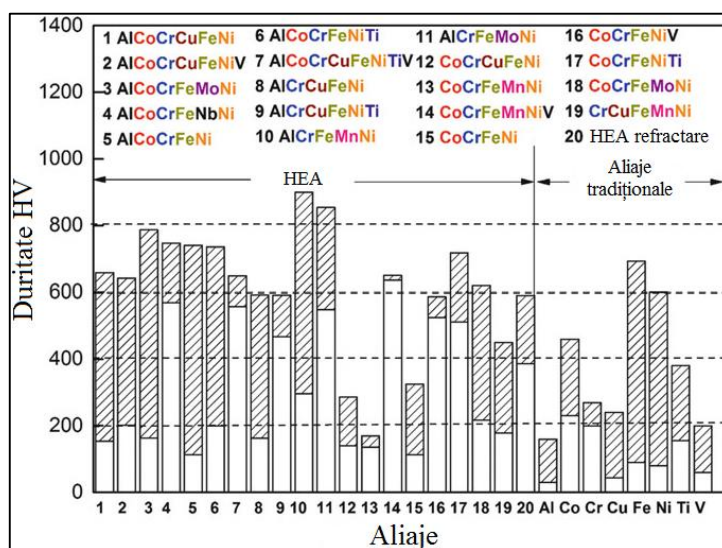


Fig. 2.2. Analiză comparativă a durității aliajelor HEA și aliajelor tradiționale [50]

Una din caracteristicile principale ale HEA este capacitatea acestora de a își menține proprietățile mecanice la variații mari de temperatură. În figura 2.3a este prezentată variația limitei de curgere în funcție de temperatură pentru unele aliaje pe bază de nichel, utilizate în aplicații la temperaturi înalte (Inconel 718 și Haynes 230) și variația aceleiași caracteristici pentru unele aliaje cu entropie ridicată (MoNbTaVW, MoNbTaW) își păstrează valori ridicate ale limitei de curgere la temperaturi ridicate, respectiv 1600°C.

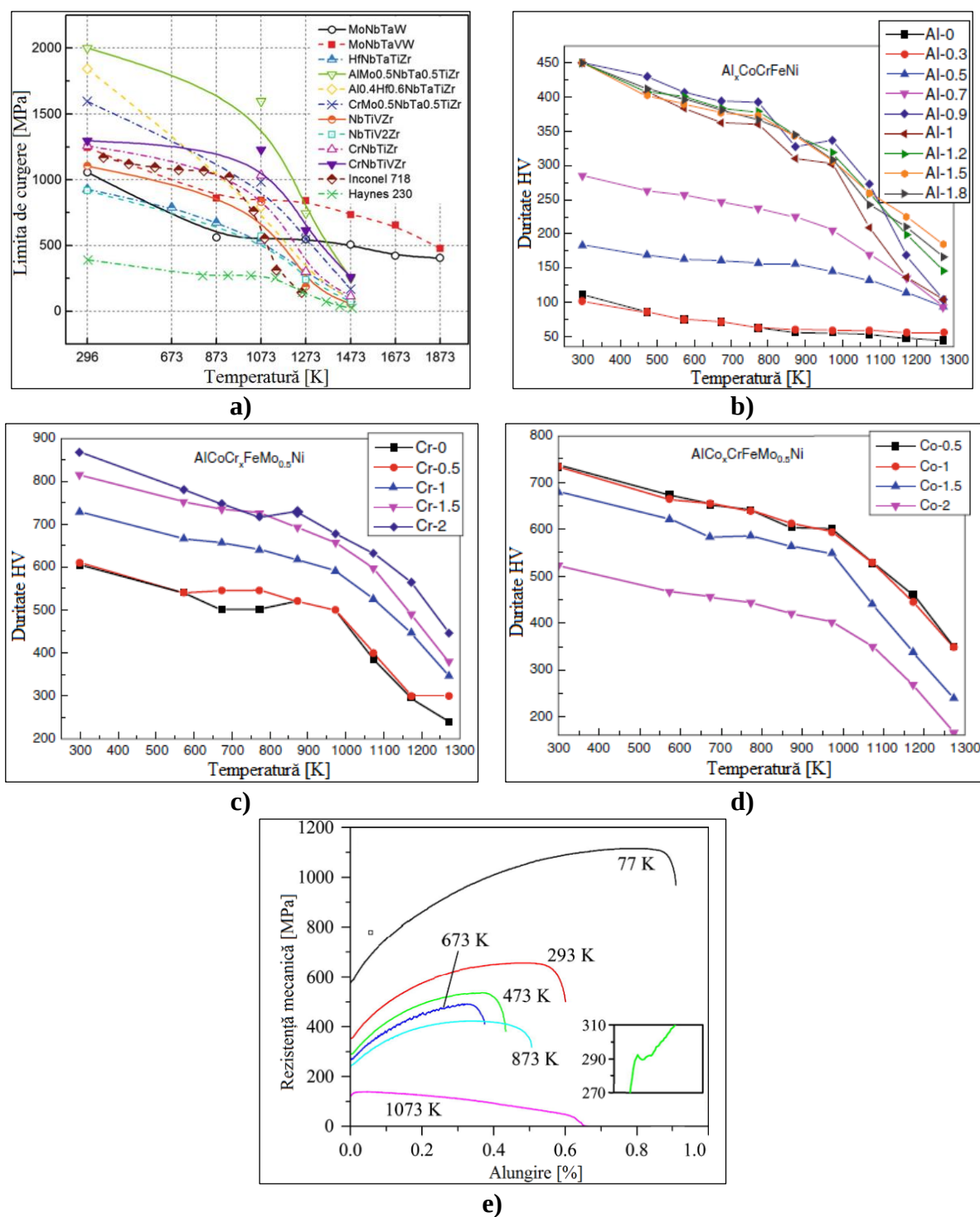


Fig. 2.3. Variația caracteristicilor mecanice ale HEA în funcție de temperatură [50], [51]

În figura 2.3b, c și d este prezentată variația durității în funcție de temperatură a unor aliaje cu entropie ridicată și influența modificării concentrației elementelor de aliere asupra acestei caracteristici. Se observă creșterea durității odată cu creșterea concentrației de Al și Cr și scăderea acesteia odată cu creșterea concentrației de Co [50]. Aliajele cu entropie ridicată își păstrează caracteristicile mecanice nu doar la temperaturi ridicate ci și la temperaturi scăzute, așa cum este și cazul aliajului CoCrFeMnNi, a cărui curbă caracteristică de material, pentru diferite temperaturi, este prezentată în figura 2.3e și în care se poate observa că materialul prezintă caracteristici deosebite la temperaturi de -200°C. [51]

2.2. Procese de sudare aplicate aliajelor cu entropie ridicată

Stadiul actual al cercetărilor s-a axat pe analiza sudabilității aliajelor cu entropie ridicată și identificarea parametrilor de proces optimi pentru procedeele de sudare aplicate pentru obținerea unor îmbinări sudate de calitate. Au fost analizate critic rezultatele investigației influenței procedeelor de sudare asupra proprietăților mecanice a îmbinărilor sudate și ale comportării metalurgice la sudare a aliajelor HEA din gama:

- **AlCrFeCoNi** – aliaje ale căror caracteristici mecanice pot fi îmbunătățite substanțial prin tratamente termo-mecanice, atingându-se valori de 6 GPa duritate, 1450 MPa rezistență la compresiune, 2500 MPa rezistență la rupere și o alungire de 20,1% [52]. La temperaturi criogenice de -200°C acest aliaje pot ajunge la valori de 1880 MPa pentru rezistența la întindere 3550 MPa pentru rezistența la rupere și 14,3% pentru alungire [53], [54]. La temperaturi ridicate rezistența acestor aliaje este de aproximativ 400 kgf/mm² la 400°C, 350 kgf/mm² la 600°C, 275 kgf/mm² la 800°C, și 275 kgf/mm² la 1000°C [55].
- **AlCoCrCuFeNi** – proprietățile acestor aliaje le recomandă pentru aplicațiile la temperaturi ridicate. Prin aplicarea unor tratamente termo-mecanice pot atinge valori de 1750 rezistență la întindere și 2100 rezistență la compresiune [56]. Kuznetsov ș.a. au raportat valori pentru acest aliaje de 542 MPa rezistență la rupere și 0,4% alungire la temperatura de 600°C, 350 MPa rezistență la rupere și 4,7% alungire la temperatura de 700°C, 161 MPa rezistență la rupere și 12,1% alungire la temperatura de 800°C [57].
- **CoCrFeMnNi** – datorită caracteristicilor mecanice acest aliaje sunt recomandate pentru aplicațiile la temperaturi criogenice. Rezistența la rupere a acestor aliaje la temperatura camerei este relativ redusă – 200 MPa [58], [59]. Însă aplicându-li-se anumite tratamente termo-mecanice valorile caracteristicilor mecanice pot fi crescute considerabil ajungând la temperatura camerei să aibă valori de 1843 MPa rezistență la întindere, 2060 MPa rezistență la rupere și 7,4% alungire iar la temperatura de -200°C să aibă valori de 1442 MPa rezistență la întindere, 1596 MPa rezistență la rupere și 10,4% alungire [58]
- **CoCrFeNi** – sunt o altă gamă de aliaje recomandate utilizării în aplicații la temperaturi criogenice. După aplicarea unor tratamente termo-mecanice aceste aliaje au, la temperatura de -270°C, valori de 680 MPa rezistență la întindere, 1260 MPa rezistență la rupere și 60% alungire [60].

2.2.1. Sudarea WIG a aliajelor cu entropie ridicată

Sokkalingam R. ș.a. au studiat îmbinări sudate WIG cap la cap, realizate din plăci de Al_{0,5}CoCrFeNi, cu dimensiunile de 30 x 30 x 2,5 [mm]. Parametrii de proces utilizați pentru realizarea îmbinărilor sudate au fost: lungimea liberă a arcului $l_a = 2$ mm, intensitatea curentului de sudare $I_s = 40$ A, tensiunea arcului electric $U_a = 12$ V și viteza de sudare $v_s = 80$ mm/min. După sudare, s-a observat formarea unei zone de influență termo-mecanică (ZIT) înguste, în

care dimensiunea grăunților s-a dublat față de grăunții inițiali, din materialul de bază, care au avut dimensiuni de aproximativ 60 μm . În sudură (SUD) au rezultat grăunți fini, alungiți, cu dimensiuni de 8 – 12 μm și lungimea de 80 – 120 μm . Încercările la tracțiune au dezvăluit o scădere a rezistenței mecanice a îmbinării sudate cu 6% și a ductilității cu 16%. După încercarea de duritate, s-a observat o scădere a durității în SUD și în ZIT față de cea a materialului de bază, cea mai scăzută valoare, 225 $\text{HV}_{0,05}$, fiind măsurată în axa sudurii (Fig. 2.4) [61], [62].

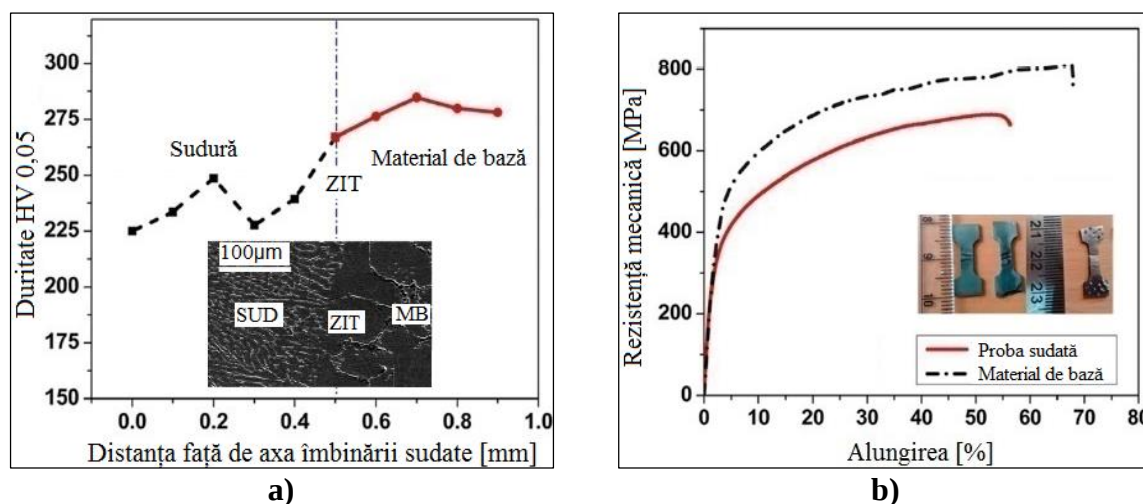


Fig. 2.4. Aliajul $\text{Al}_{0,5}\text{CoCrFeNi}$ sudat WIG: microstructura și duritatea a) curba caracteristică de material [61], [62]

Martin A. ș.a. au studiat îmbinări sudate WIG cap la cap în două treceri, realizate din plăci de AlCoCrCuFeNi , laminate și tratate termic, cu dimensiunile 63 x 13 x 3 [mm]. Parametrii de sudare care aplicați sunt: $I_s = 100 \text{ A}$, $U_a = 10,5 \text{ V}$ și $v_s = 3 \text{ mm/s}$. Pentru a preveni deformarea plăcilor, acestea au fost fixate cu mecanisme de prindere. După sudare s-a observat o lipsă de pătrundere de 0,24 mm între cele două treceri, o zonă influențată termic îngustă de 0,5 mm și o scădere semnificativă a durității în sudură (Fig. 2.5). [63]

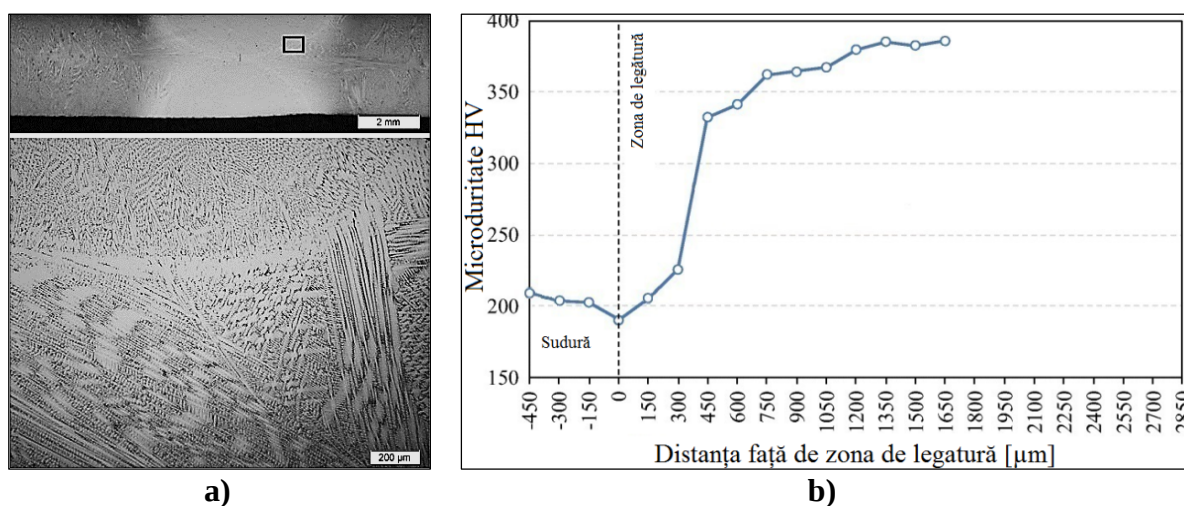


Fig. 2.5. Aliajul AlCoCrCuFeNi sudat WIG: microstructura a) variația durității în îmbinarea sudată b)[63]

De asemenea, la începutul celei de a doua treceri, a fost identificată o fisură în sudură, un defect care apare la sudarea aliajelor cu structură cu fețe cubice centrate și care poate fi evitat prin reducerea vitezei de sudare și prin utilizarea plăcuțelor tehnologice. Autorii au analizat comparativ comportarea aliajului AlCoCrCuFeNi și a unui oțel inoxidabil și au constatat că, în aceleași condiții de proces și având caracteristici geometrice similare, la sudarea oțelului inoxidabil au fost depistate numeroase fisuri la cald, apărute în zona centrală a sudurii, în ambele treceri [63].

Wu Z. ș.a. au realizat îmbinări sudate WIG cap la cap, realizate din plăci de CoCrFeMnNi (aliaj utilizat în aplicațiile criogenice), cu grosimi de 1,6 mm. Parametrii de sudare pe care i-au stabilit autorii sunt: $I_s = 75$ A, $U_a = 8,4$ V și $v_s = 25$ mm/min. În urma analizei macroscopice, s-a observat formarea în sudură a unei structuri columnare, cu grăunți mari, formați dinspre linia de fuziune (LZ) spre axa îmbinării sudate. Încercările la tracțiune, efectuate la temperaturi de 20°C și la -200°C, au arătat că limita de curgere este cu 10% mai ridicată decât cea a metalului de bază, rezistența la rupere este mai scăzută cu 20% față de cea a MB, iar ductilitatea scade la jumătate. Rezultatele analizei spectrale au arătat că, față de cazul în care se sudează cu fascicul de electroni oțeluri inoxidabile bogat aliate în Mn în care se observă o sărăcire în Mn, în cazul îmbinărilor din aliajul HEA CoCrFeMnNi nu se produce acest fenomen nedorit. Cercetătorii au ajuns la concluzia că rezultatele pot fi îmbunătățite dacă sunt luate măsuri pentru reducerea cantității de oxigen din zona băii de metal topit și a zonei adiacente (Fig.2.6) [64].

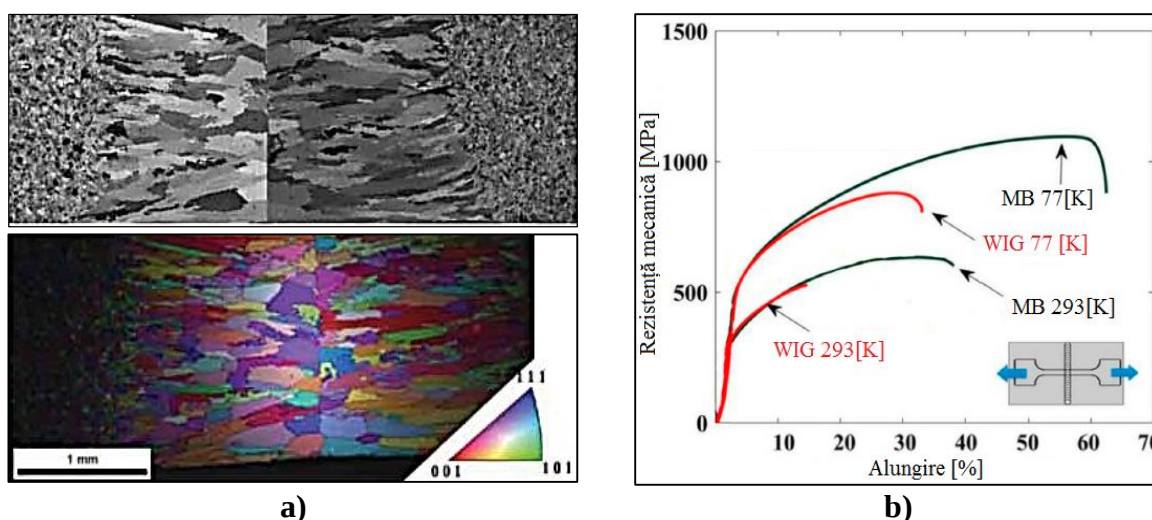


Fig. 2.6. Aliajul CoCrFeMnNi sudat WIG: microstructura a) curba caracteristică de material a îmbinării sudate b) [64]

2.2.2. Sudarea cu fascicul LASER a aliajelor cu entropie ridicată

Principiul procedurii de sudare cu LASER constă în topirea și îmbinarea pieselor de metal cu ajutorul unei surse concentrate de căldură, generată de un fascicul LASER, protejat de un gaz de protecție. Sudura rezultată este una îngustă și cu pătrundere mare. Spre deosebire de sudarea cu arc electric, sudarea cu LASER are o productivitate mult mai mare și o ZIT mult mai redusă. Din cauza căldurii mari și a zonei înguste a îmbinării, viteza de răcire a sudurii este mai ridicată. În continuare sunt prezentate câteva din cercetările privind influența parametrilor de sudare asupra caracteristicilor mecano-metalurgice ale îmbinărilor sudate din HEA, realizate prin procedeul cu fascicul LASER.

Kashaev N. ș.a. au studiat îmbinări sudate cap la cap, realizate din plăci de CoCrFeNiMn, cu dimensiunile 15 x 15 x 2 [mm]. Autorii au folosit o sursă LASER cu puterea de 2kW, diametrul spotului de 300 μm , lungimea focală de 0 mm și au aplicat diferite viteze de sudare. În urma testelor experimentale, autorii au constatat că la viteza de sudare mai mică de 3m/min se înregistrează o creștere semnificativă a grosimii sudurii, iar la viteză mai mare de 6 m/min rezultă o îmbinare cu pătrundere incompletă. O geometrie optimă a sudurii, cilindrică, care conferă rezistență mai bună la tracțiune, a fost obținută la viteze de sudare de 4m/min și 5 m/min. În urma analizelor micro și macrostructurale, s-a constatat că nu există diferențe majore de microstructură și orientare a grăunților între zonele îmbinării sudate. Analiza microdureității a arătat o creștere semnificativă a acesteia în sudură (Fig. 2,7a), din cauza precipitării microparticulelor fazei B2 în sudură (Fig. 2.7b) [65], [66].

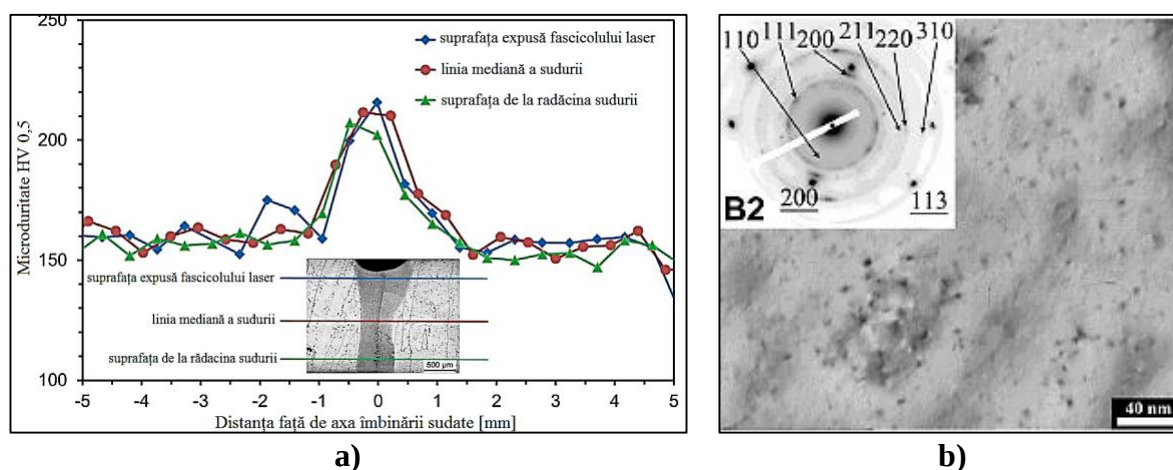


Fig. 2.7. Aliaj CoCrFeNiMn sudat LASER: precipitarea microparticulelor B2 în sudură a); variația durității în îmbinarea sudată b) [65] [66]

Nam H. ș.a. au studiat îmbinări sudate cu fascicul LASER, realizate din plăci din același tip de aliaj (CoCrFeNiMn), obținut prin turnare și prin laminare, cu dimensiunile 100 x 20 x 1,5 [mm]. Parametrii de proces stabiliți de autori sunt: puterea fasciculului LASER 2 kW, diametrul spotului 300 μm , lungimea focală 304 mm. Îmbinările au fost executate cu viteze de sudare de 6, 8 și respectiv 10m/min. La sudarea cu viteză de 6m/min, s-a obținut pătrundere completă, dar au fost depistate goluri de contracție în zona interdendritică. Pe măsură ce viteza de sudare crește până la 10m/min, golurile de contracție dispar, dar este favorizată apariția defectului de pătrundere incompletă. Analiza microstructurii îmbinării sudate a arătat că nu sunt diferențe semnificative între materialul de bază, sudură și ZIT. Analiza durității a arătat o creștere semnificativă a acesteia în sudură în cazul aliajelor obținute prin turnare și una nesemnificativă în cazul aliajelor laminate. S-a constatat că viteza de sudare nu influențează semnificativ caracteristicile mecanice ale îmbinării sudate (Fig. 2.8) [67], [68].

Jo M. G. ș.a. au studiat îmbinări sudate cu fascicul LASER, realizate din plăci de CrMnFeCoNi, cu dimensiunile 60 x 55 x 1 [mm], folosind suport de cupru la rădăcină și gaz de protecție argon. Parametrii de proces selectați de autori sunt: puterea fasciculului LASER 9 kW, diametrul spotului 200 μm , lungimea focală 450 mm și viteza de sudare de 9 m/min. Rezistența la rupere a îmbinării sudate este comparabilă cu cea a materialului de bază, iar ductilitatea a suferit o scădere cu 16% față de materialul de bază, din cauza incluziunilor de MgO și MgSO₄. În cordonul de sudură s-a observat formarea unei structuri columnare, în care grăunții au forma unor dendrite care s-au format dinspre zona de fuziune spre axa îmbinării. Analiza microdureității îmbinării a arătat o creștere a durității în cordonul de sudură cu aproximativ 30% (Fig. 2.9) [69].

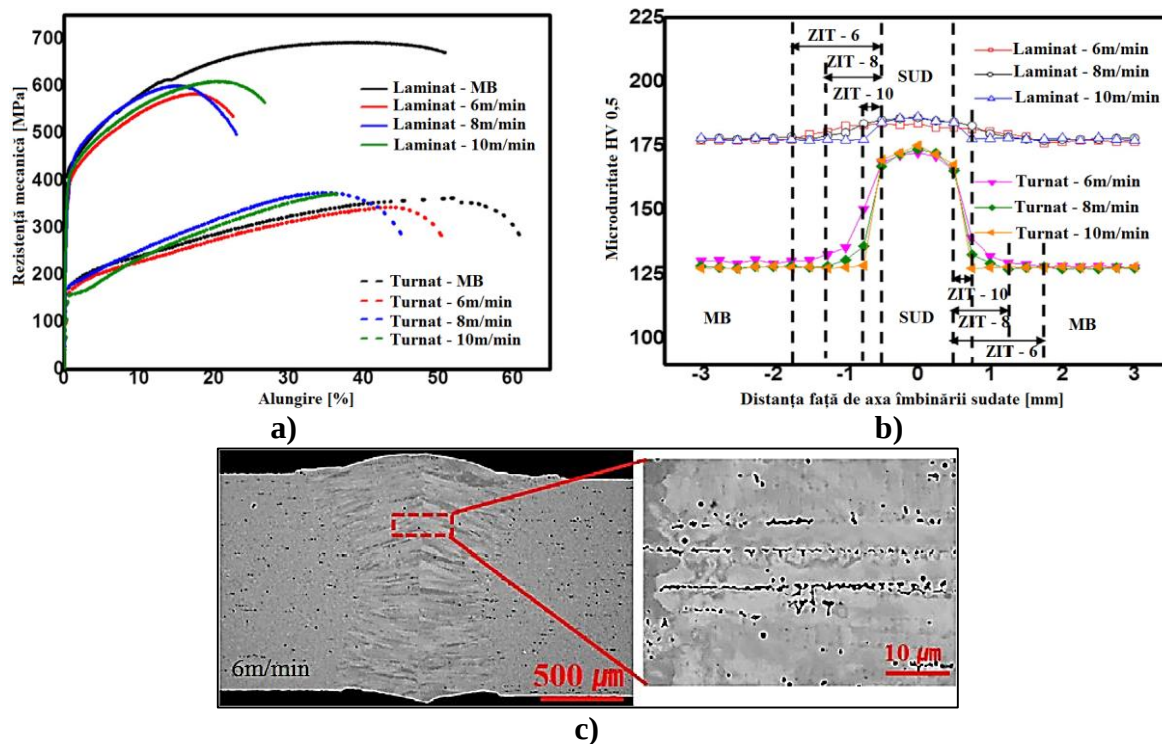


Fig. 2.8. Aliajul CoCrFeNiMn sudat cu fascicul LASER: curba caracteristică de material a), duritatea b), macrostructura și microstructura c) [67]

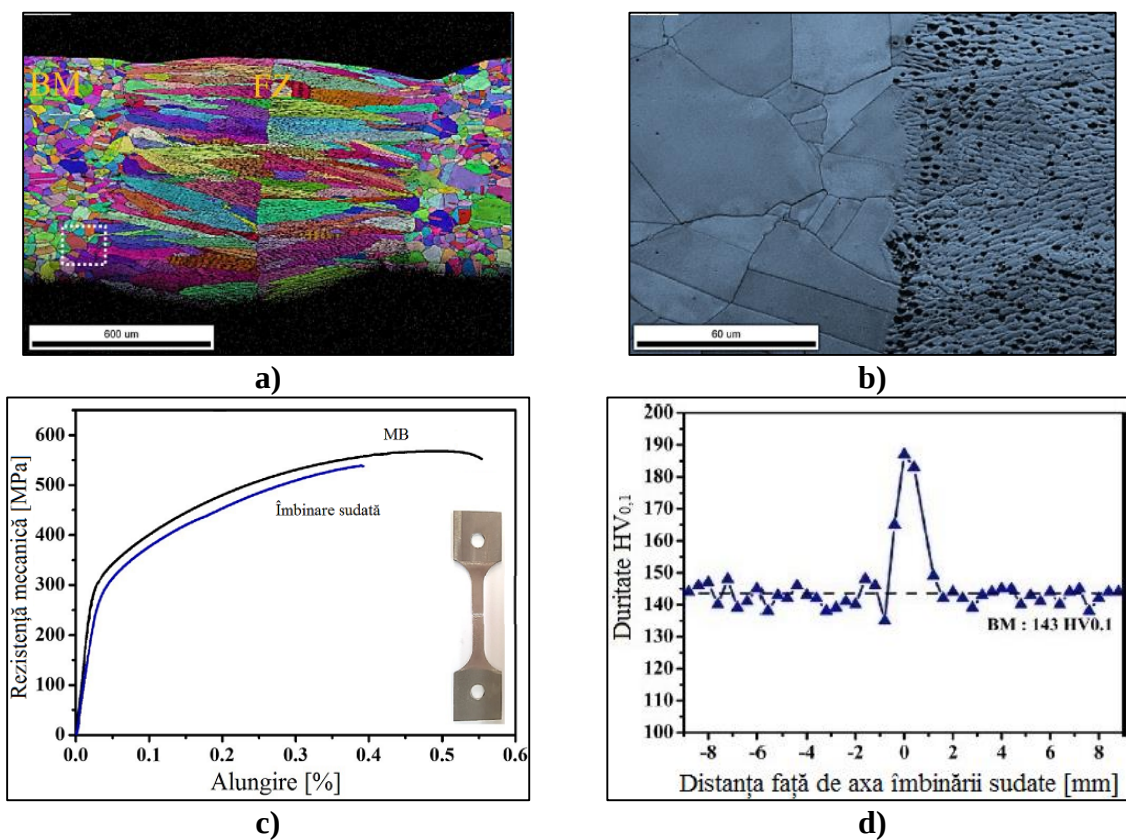


Fig. 2.9. Aliajul CrMnFeCoNi sudat cu fascicul LASER: macrostructura a), microstructura b), curba caracteristică de material c) și microduritatea îmbinării sudate d) [69]

Sokkalingam R. ș.a au studiat îmbinări sudate LASER cap la cap, realizate din plăci de $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$, cu grosimea de 1mm. Principalii parametri de proces aplicați de autori sunt: puterea fasciculului laser 1,5 kW și viteza de sudare de 600 mm/min. S-a observat o rafinare a grăunților în sudură, în comparație cu cei din materialul de bază, datorită grosimii mici a tablelor și puterii reduse a fasciculului LASER care a determinat încălzirea și răcirea rapidă din timpul procesului de sudare. Analiza spectrală a arătat ca nu s-a produs o segregare semnificativă a elementelor chimice în cordonul de sudură, observând-se doar o separare, la nivel interdendritic, a Al și Ni. Analiza microdureității a arătat o scădere a acesteia în sudură față de cea a materialul de bază, din cauza segregării compusului Al-Ni [70].

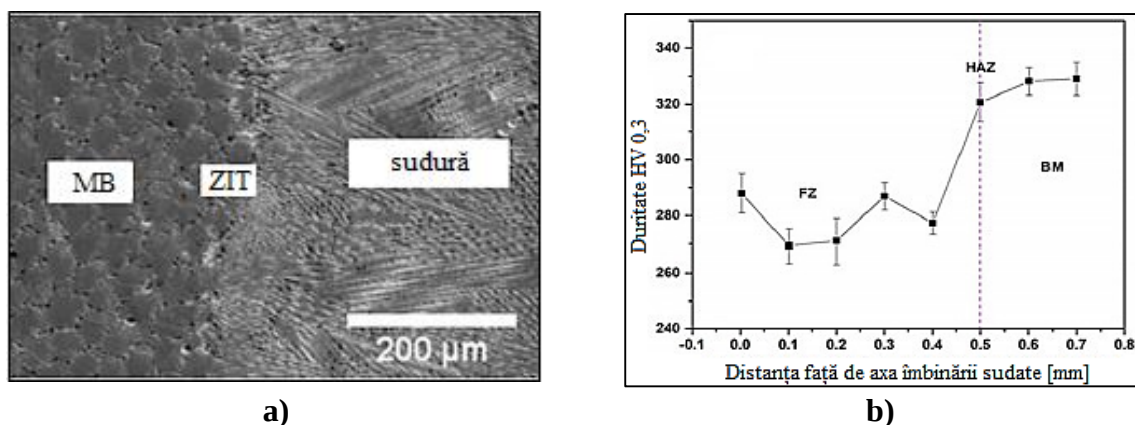


Fig. 2.10. Aliajul $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$ sudat cu fascicul LASER: microstructura a) duritatea îmbinării sudate b) [70]

Martin A. ș.a. au realizat îmbinări sudate cap la cap a unor plăci din aliajul AlCoCrCuFeNi cu dimensiunile 63mm x 13mm x 3mm cu Laser pulsat utilizând o putere a fasciculului de 1kW și o viteză de sudare de 1,66mm/s (Fig. 2.11 a) și cu Laser liniar utilizând puteri de 5kW și 1kW cu viteze de 0,78mm/s respectiv 2,5mm/s (Fig. 2.11 b, c). [63]

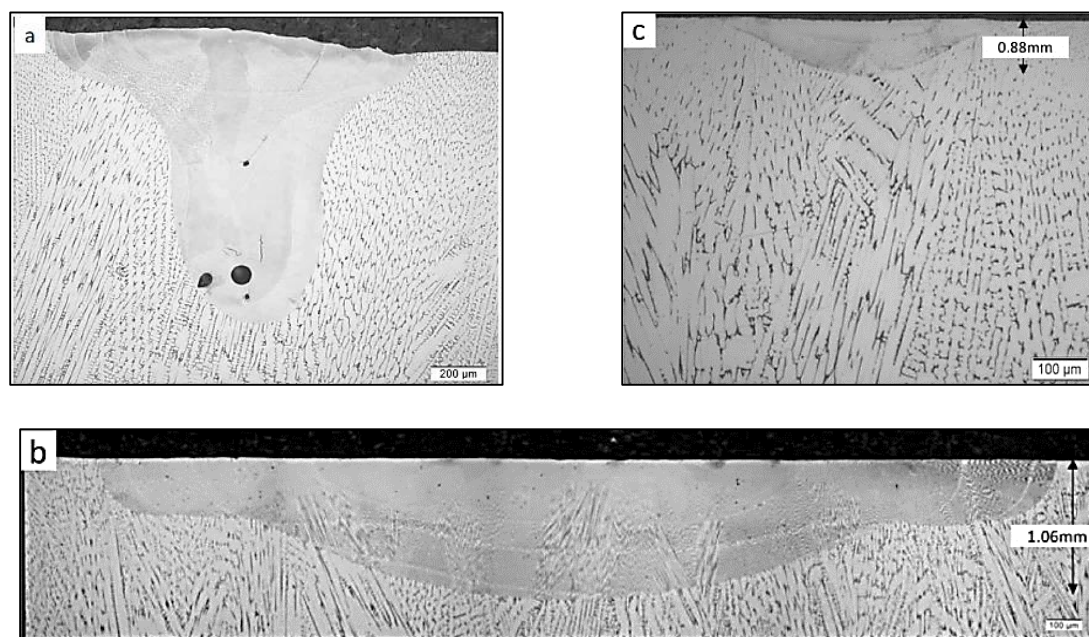


Fig. 2.11. Aliajul AlCoCrCuFeNi sudat cu fascicul LASER: Macrostructura a), b), c) [63]

În prima variantă de sudare a rezultat un cordon de sudură poros și cu fisuri de solidificare; defecte des întâlnite la acest procedeu datorate vitezelor mari de răcire. Celelalte doua variante de sudare nu au generat defecte, geometria sudurii diferind însă foarte mult, observând-se că la o putere mai mare a fascicolului și o la viteză mai mică de sudare se obține o pătrundere mai mare și un cordon mult mai lat decât în cazul utilizării unei puteri mai mici a fascicolului și o viteză mai mare de sudare. Duritatea măsurată în cordonul de sudare este mai ridicată decât cea obținută prin procedeul WIG datorită grăunților mult mai fini ce rezultă în urma procedurii de sudare cu fascicul Laser (Fig. 2.12) [63].

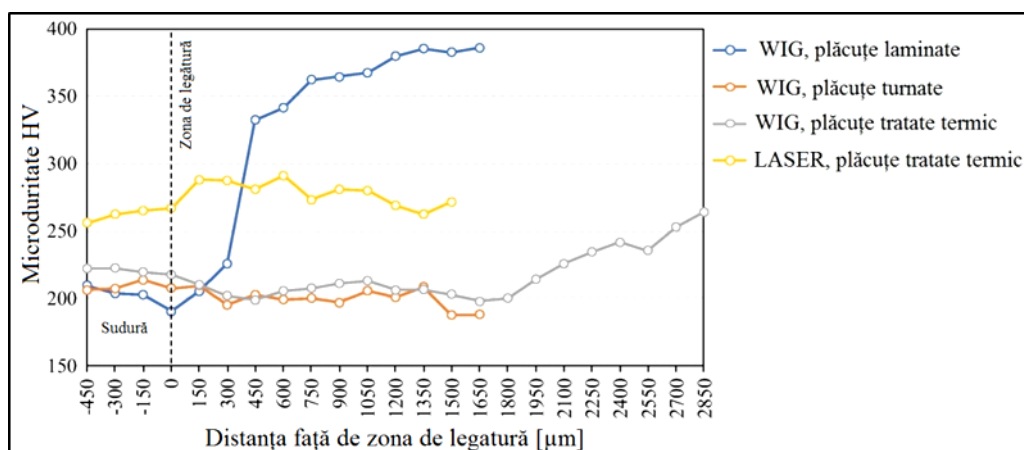


Fig. 2.12. Aliajul AlCoCrCuFeNi sudat cu fascicul LASER: duritatea îmbinării sudate [63]

2.2.3. Sudarea cu FASCICUL DE ELECTRONI a aliajelor cu entropie ridicată

În cadrul acestui procedeu de sudare un fascicul de electroni de mare viteză este aplicat materialelor pentru a fi topite și sudate. Intensitatea căldurii este mai ridicată iar zona de sudare este mai redusă față de procedeul de sudare cu laser, productivitatea și calitatea îmbinării fiind mai ridicate. Procesul de sudare efectiv are loc într-o cameră vidată.

Wu Z. ș.a. au studiat îmbinări sudate cu fascicul de electroni cap la cap, realizate din plăci cu o grosime de 1,6 mm din aliajul CrMnFeCoNi. Parametrii de proces aplicați de autori sunt: $U = 125$ kV, $I = 2,2$ mA și viteza de sudare de 38 mm/min. În urma analizei structurale, s-a constatat o alungire a grăunților și o ușoară sărăcire în Mn în zona sudurii, de la 20% în materialul de bază, până la un procent de 13% în zonele dendritice și de 16,8% în zonele interdendritice. Încercările la tracțiune executate atât la temperatura camerei, cât și la temperaturi negative au arătat că rezistența la rupere a probelor sudate este similară materialului de bază, iar ductilitatea a scăzut cu 30% față de cea a materialului de bază (Fig. 2.13) [64], [71].

Nahmany M. ș.a. au analizat două probe din aliajul $Al_xCrFeCoNi$ ($x=0,6$ și $x=0,8$), aplicând următorii parametri de sudare (fascicul cu electroni): $U = 60$ kV, $I = 1...4$ mA, diametrul fasciculului $d = 0,3 - 0,5$ mm și viteza de sudare de 1 m/min. În urma analizei microstructurale, s-a constatat o scădere a dimensiunilor dendritelor de la 60 μm în materialul de bază, până la 2 μm în zona sudurii. Analiza variației microduriității a arătat o creștere a duriității cu 28% în cazul aliajului cu 6%Al și cu 34% în cazul aliajului cu 8%Al. În figura 2.14, este reprezentată variația duriității $HV_{0,1}$ și macrostructura sudurilor în aceste îmbinări sudate pentru curentul de sudare $I = 1...4$ mA [72].

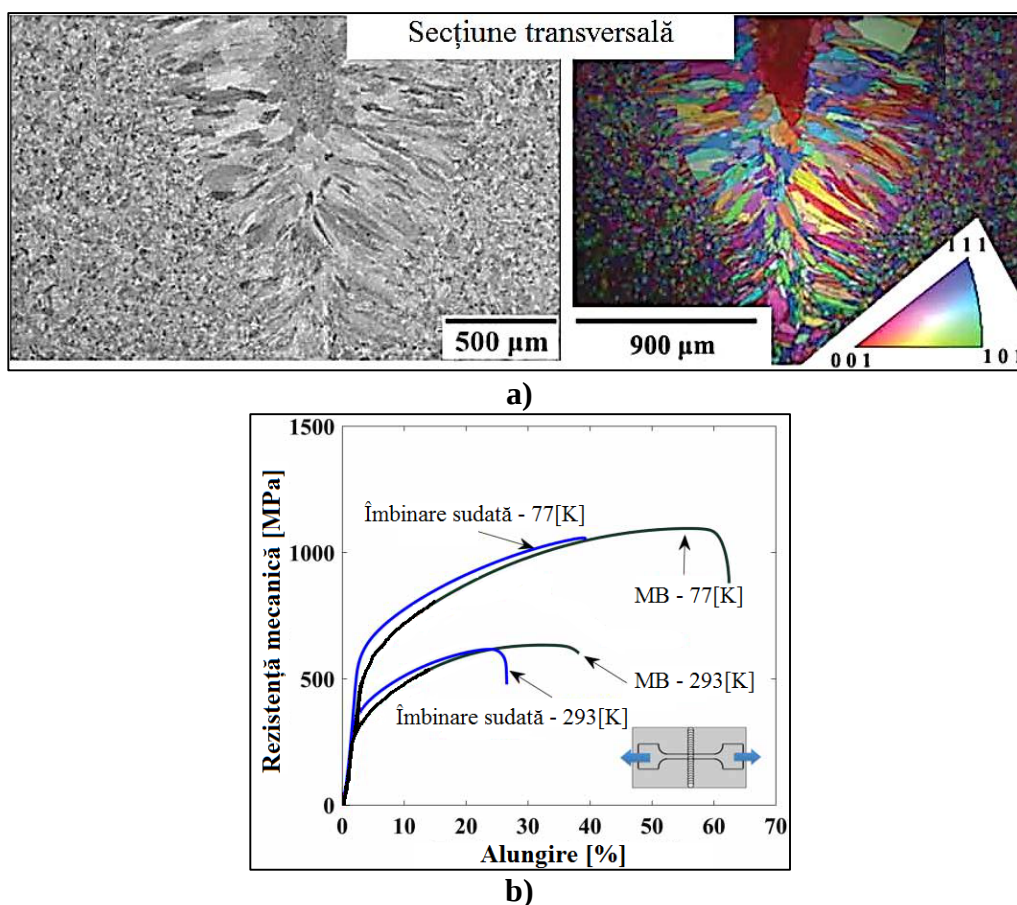


Fig. 2.13. Aliaj CrMnFeCoNi sudat cu fascicul de electroni: microstructura a) și curba caracteristică de material b) [64]

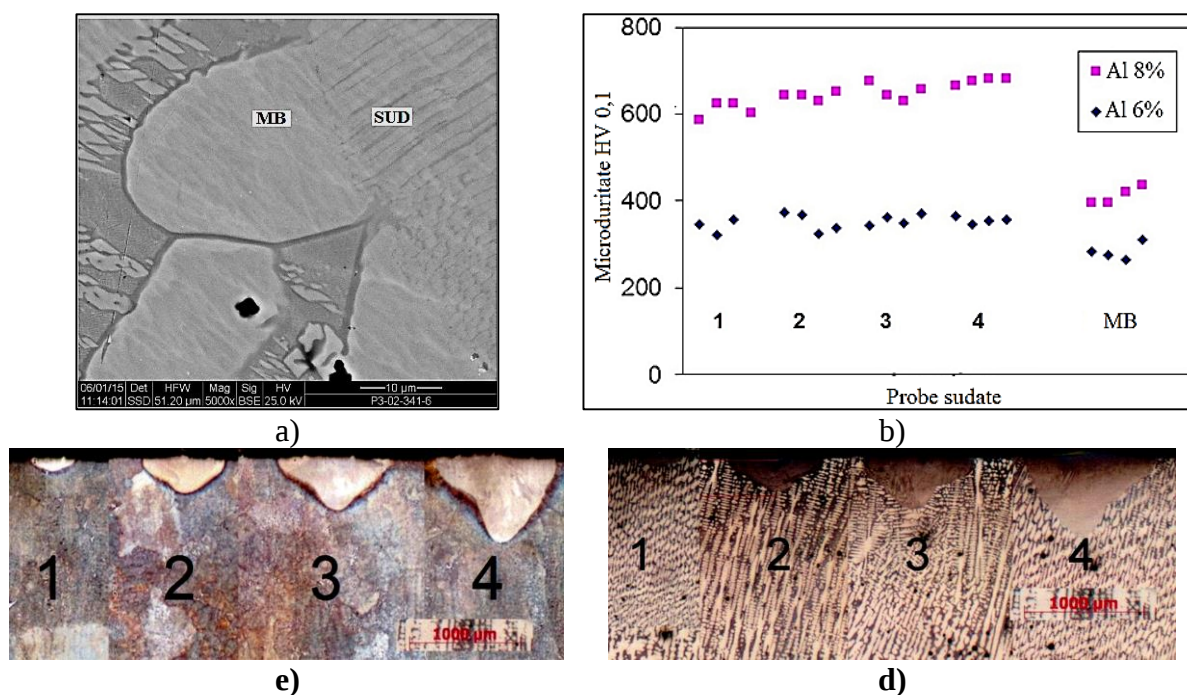


Fig. 2.14. Aliaj $\text{Al}_x\text{CrFeCoNi}$ sudat cu fascicul de electroni: a) macrostructura; b) microduritatea; macrostructura aliajului cu c) 8% Al ; d) cu 6% Al [72]

2.2.4. Sudarea FSW a aliajelor cu entropie ridicată

Procedeul de sudare prin frecare cu element activ rotitor (FSW) este un procedeu de îmbinare în stare solidă prin care componentele sunt sudate fără atingerea punctului de topire a materialului de bază. Acest procedeu se bazează pe încălzirea prin frecare și deformarea plastică a pieselor de sudat, produsă la interacțiunea dintre o unealtă rotativă neconsumabilă și interfața suprafețelor de sudat [73], [74].

Zhu Z.G. ș.a. au studiat îmbinări sudate cap la cap prin frecare cu element activ rotitor, realizate din plăci de $\text{CoCrFeNiAl}_{0,3}$, cu dimensiunile $30 \times 10 \times 2$ [mm]. Parametrii de sudare aplicați sunt: viteza de sudare cu valorile 30mm/min, respectiv 50 mm/min, viteza de rotație a sculei 400 rpm și forța de presare de 14,7 kN. Elementului rotitor are diametrul umărului de 12mm, diametrul vârfului de 4 mm și lungimea de 1,8 mm. Analiza structurală a arătat o mărire a dimensiunii grăunților, de la 111 μm în materialul de bază la 132 μm în zona de influență termomecanică, cauzată de creșterea temperaturii în timpul procesului de sudare. În zona de amestec (ZA) a îmbinării s-a constatat o micșorare semnificativă a dimensiunilor grăunților, datorată recristalizării dinamice, aceștia ajungând la dimensiuni de 2,79 μm în cazul sudării cu viteza de 30mm/min, respectiv 2,66 μm în cazul sudării cu 50 mm/min. Reducerea dimensiunilor grăunților a dus la o creștere a durității în zona de amestec, așa cum se observă și în figura 2.54. Micșorarea vitezei de avans a determinat o ușoară creștere durității în zona de influență termomecanică [75].

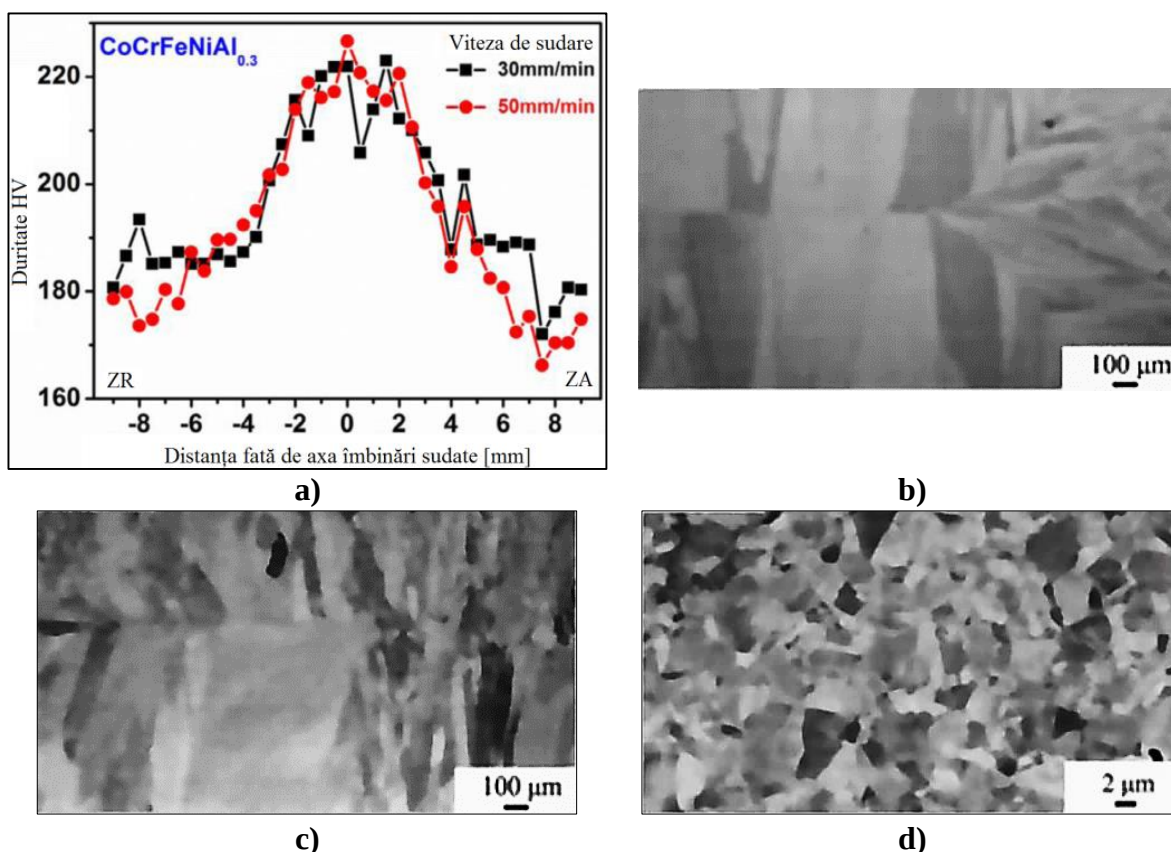


Fig. 2.15. Duritatea a) și microstructura în b) MB c) ZIT d) ZA îmbinării sudate prin procedeul FSW a aliajului $\text{CoCrFeNiAl}_{0,3}$ [75]

Zhu Z. G. ș.a. au investigat și sudarea aliajului $\text{Co}_{16}\text{Fe}_{28}\text{Ni}_{28}\text{Cr}_{28}$ prin procedeul FSW, utilizând același echipament de sudare și aplicând aceeași parametrii de sudare. Ca și în cazul anterior, s-a constatat o micșorare a dimensiunii grăunților în zona de amestec. Dimensiunile grăunților scad odată cu creșterea vitezei de sudare, datorită reducerii cantității de căldură înglobată în zona de amestec și, în consecință, datorită scăderii temperaturii maxime atinse în această zonă. Micșorarea grăunților a determinat creșterea durtății în zona de amestec, aceasta ajungând până la valori de 250HV, față de valoarea durtății de 174HV măsurată în materialul de bază. În ambele cazuri, s-a identificat prezența W-ului în zona de amestec, provenit de la scula de sudare (Fig. 2.16) [76].

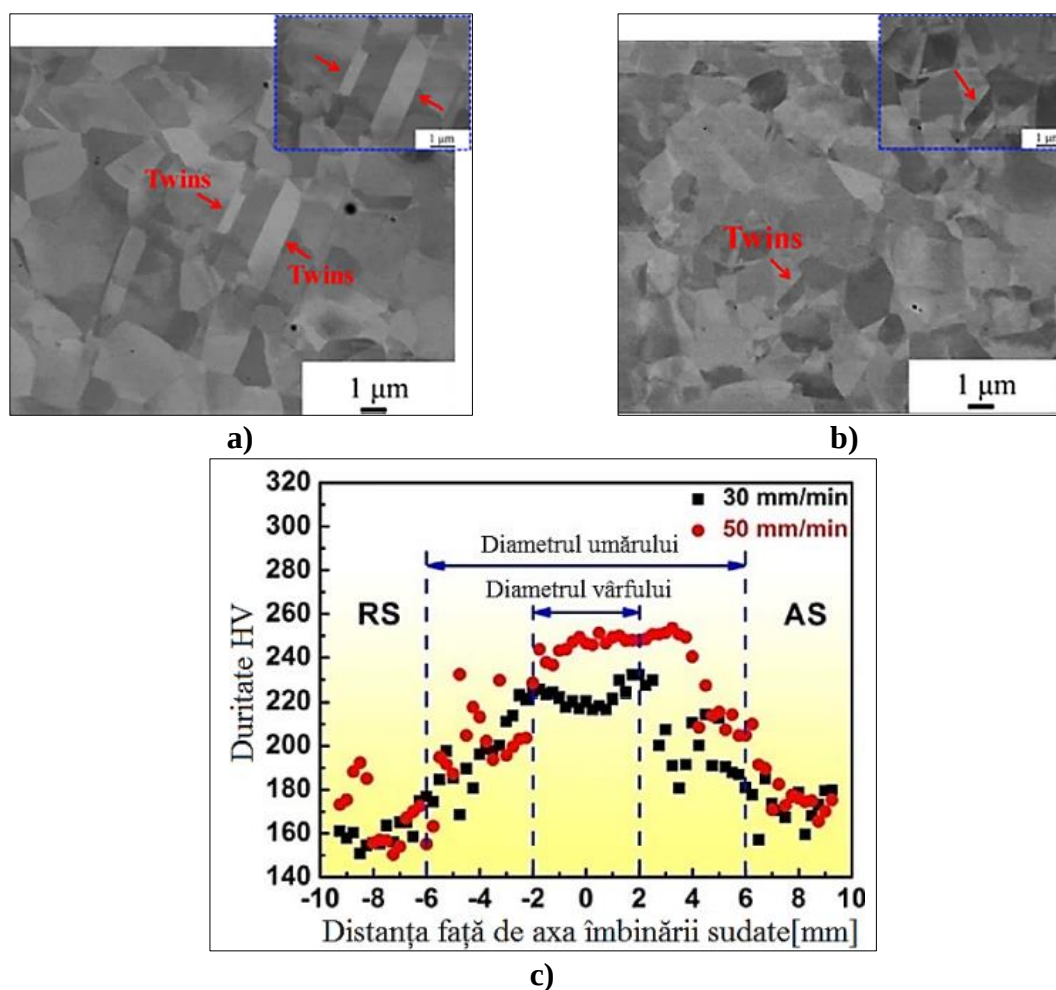


Fig. 2.16. Aliaj $\text{Co}_{16}\text{Fe}_{28}\text{Ni}_{28}\text{Cr}_{28}$ sudat FSW: microstructura îmbinării sudate cu 30mm/m a), 50mm/min b) duritatea îmbinării sudate c) [76]

Shaysultanov D. ș.a. au studiat îmbinări sudate bilateral, cap la cap, prin frecare cu element activ rotitor, realizate din plăci laminate cu dimensiunile $70 \times 40 \times 2$ [mm] din aliajul CoCrFeNiMn microaliat cu C. Parametrii de sudare aplicați de autori sunt: viteza de sudare de 30 mm/min, viteza de rotație a sculei 1000 rpm și forța de presare de 11,1 kN. Elementul rotitor are diametrul de 12,5 mm, lungimea vârfului de 1,5 mm și înclinarea de $2,5^\circ$. În urma analizei structurale, s-a constatat scăderea la jumătate, de la $9,2 \mu\text{m}$ la $4,6 \mu\text{m}$, a dimensiunilor grăunților în sudură, dar și creșterea volumului de carburi M_{23}C_6 , determinând o creștere a durtății cu aproximativ 40 HV și a rezistenței la rupere cu aproximativ 200 MPa (Fig. 2.17) [77].

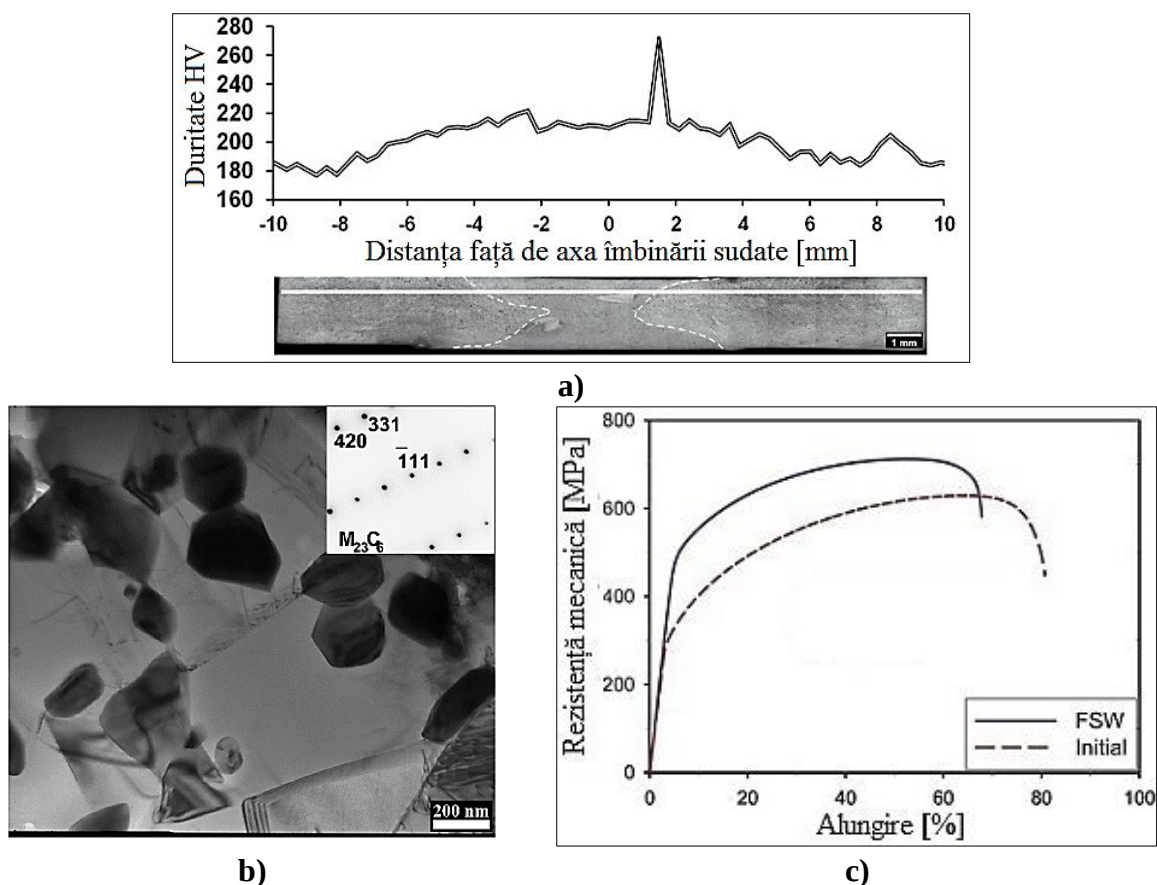


Fig. 2.17. Aliaj CoCrFeNiMn sudat FSW: a) variația durtății; b) microstructura; c) curba caracteristică de material [77]

Jo M. G. ș.a. au realizat îmbinări sudate prin procedeul FSW a unor plăci din aliajul CrMnFeCoNi cu dimensiunile 55mm x 60mm x 2mm utilizând o viteză de sudare de 150mm/min, o rotație a elementului rotitor de 600rpm cu un diametru al umărului de 12mm un diametru al vârfului de 4mm și o lungime a acestuia de 1,85mm. Elementul rotitor a avut o înclinare de 3°. După cum se poate observa în figura 2.18 rezistența la întindere a îmbinării sudate este ușor mai ridicată decât a materialului de bază (296MPa față de 272MPa) în timp ce ductilitatea a suferit o scădere cu 9% .

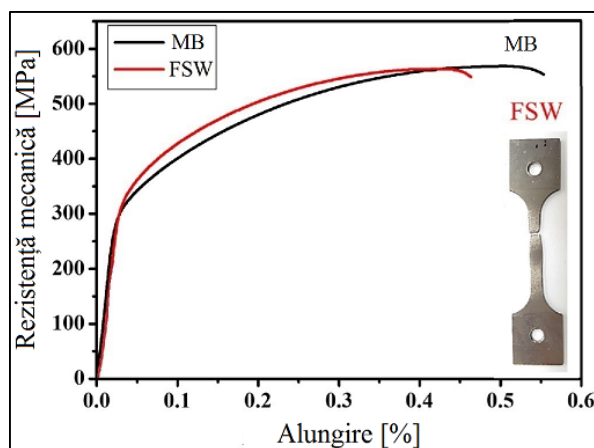


Fig. 2.18. Aliaj CrMnFeCoNi sudat FSW: curba caracteristică de material [69]

Dimensiunea grăunților a scăzut semnificativ în zona de amestec față de cei din materialul de bază (de la 70μm la 5μm) datorită recrystalizării dinamice. Ca urmare a reducerii mărimii grăunților duritatea din zona de amestec a crescut față de cea a materialului de bază, ajungând până la o valoare de 190HV în zona de acțiune a umărului respectiv 220HV în zona de acțiune a vârfului elementului activ rotitor (Fig. 2.19) [69].

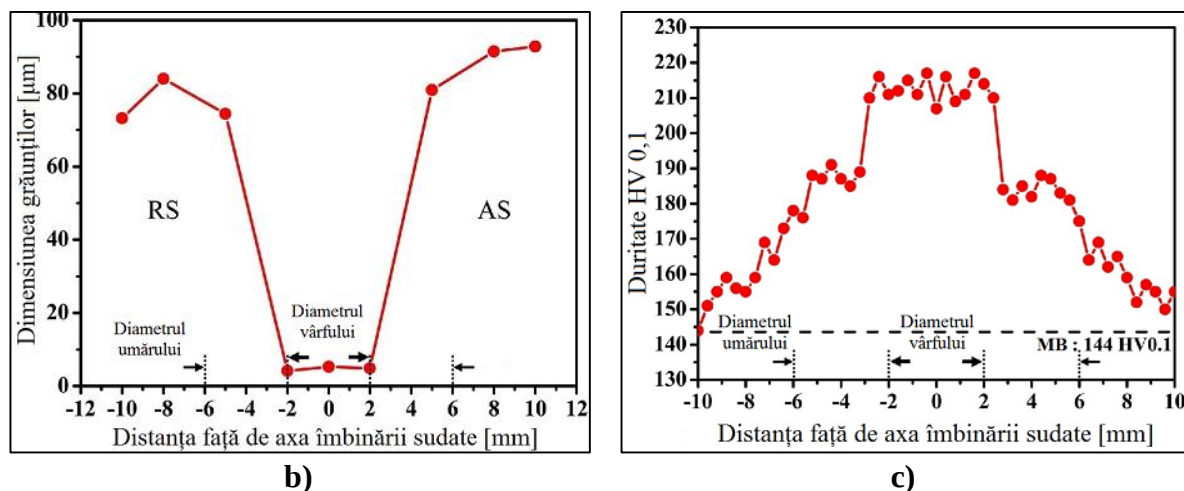


Fig. 2.19. Aliaj CrMnFeCoNi sudat FSW mărimea grăunților a) duritatea îmbinării sudate b) [69]

2.3. Sudarea aliajului AlCrFeMnNi

În lucrările analizate s-au utilizat table subțiri și tehnologii de sudare care nu implică folosirea materialelor de adaos. Unul dintre aliajele HEA, studiat în vederea realizării blindajelor suplimentare, este cel de tipul AlCrFeMnNi, aliaj caracterizat prin rezistență la tracțiune de 1250 MPa, rezistență la compresiune de 1240 MPa și alungire la rupere de 0,95%. A fost investigată posibilitatea îmbinării unor plăci de grosime medie (6mm) din AlCrFeMnNi, aplicând procedeul de sudare manuală cu electrod învelit și utilizând materiale de adaos existente pe piață. Au fost sudate plăci HEA fără prelucrarea marginilor din $Al_xCrFeMnNi$ ($x = 0,8$) și $AlCrFeMnNi_x$ ($x = 1,4$), utilizându-se electrodul Bohler FOX CN 22/9 N, cu diametrul de 4 mm. Compoziția chimică a electrodului este prezentată în tabelul 2.2, iar caracteristicile metalului depus în tabelul 2.3.

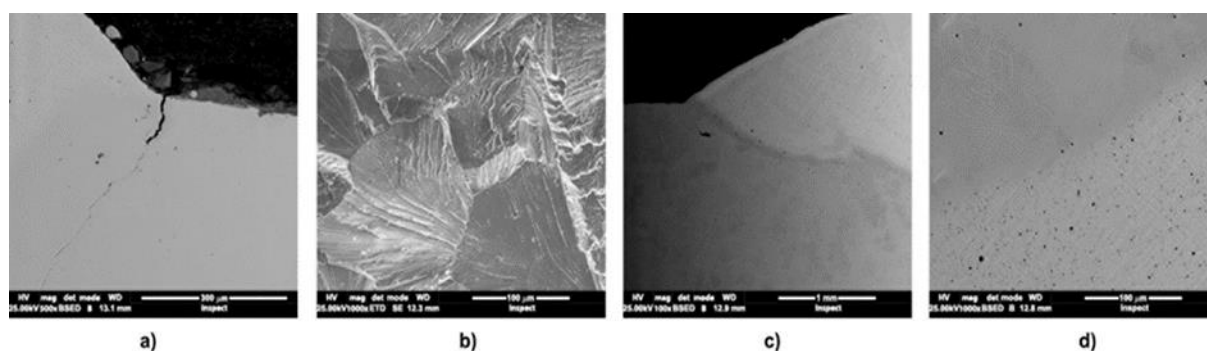
Parametrii primari ai procesului de sudare sunt: $I_s = 120A$, $U_a = 34V$ și viteza de sudare $v_s = 12cm/min$. Analiza microstructurală a îmbinării aliajului $Al_xCrFeMnNi$ a arătat prezența fisurii în zona influențată termic, ZIT (Fig. 2.20a), motivul fiind fragilitatea ridicată a materialului. În figura 2.20b se poate observa mecanismul de propagare rapidă a fisurii, aceasta având un caracter fragil, fără a exista o deformare plastică aparentă înainte de inițializare. În urma testelor experimentale, s-a concluzionat că aliajul $AlCrFeMnNi_x$ are o bună sudabilitate, fiind compatibil cu materialul de adaos Bohler FOX CN 22/9 N, concluzie susținută de lipsa fisurilor sau a altor imperfecțiuni în zonele îmbinării sudate (Fig. 2.20c și 2.20d). Analiza microdurității îmbinărilor sudate din aliajul $Al_xCrFeMnNi$ a arătat o creștere a acesteia de la valoarea de 546 HV_{0.2}, în materialul de bază, până la 576 HV_{0.2} în ZIT. În cazul aliajului $AlCrFeMnNi_x$, valoarea durității a crescut de la 350 HV_{0.2}, în materialul de bază, la 453 HV_{0.2} în ZIT. Materialul de adaos fiind identic pentru sudarea ambelor aliaje, s-a constatat că duritatea maximă în sudură este 282 HV_{0.2}. [78]

Tabel 2.2. Compoziția chimică a electrodului Bohler FOX CN 22/9 N [79]

Element chimic	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	PRE _N
Procentaj [%]	≤ 0,03	0,8	0,9	22,6	9,0	3,1	0,17	≥ 35

Tabel 2.3. Proprietățile mecanice ale metalului depus cu electrodul Bohler FOX CN 22/9 N [79]

Limita de curgere R _{p0,2} [MPa]	Rezistența rupere R _m [MPa]	Alungirea A ₅ [%]	Energia la Impact KV J		
			+20°C	-10°C	-20°C
650(≥ 450)	820(≥ 690)	25(≥ 20)	55	50	≥ 32

**Fig. 2.20.** Secțiunea transversală a probelor sudate Al_xCrFeMnNi și AlCrFeMnNi_x:

- a) fisură inițiată pe linia de fuziune între sudură și materialul de bază Al_xCrFeMnNi_x;
 b) aspectul fragil al fisurii aliajului Al_xCrFeMnNi_x; c) macrostructura unei depuneri pe aliajul AlCrFeMnNi_x; d) microstructura în ZIT a aliajului AlCrFeMnNi_x [78]

2.4. Concluzii

- Aliajele cu entropie ridicată (HEAs) sunt aliaje multi-element, deosebindu-se de aliajele tradiționale prin capacitatea lor de a-și menține proprietățile la temperaturi înalte. Acestea pot fi utilizate în proiectarea și realizarea structurilor de protecție pentru domeniul militar, datorită caracteristicilor ridicate de rezistență și duritate.
- din analiza literaturii de specialitate privind sudarea aliajelor cu entropie ridicată s-a constatat că acestea se pot suda cu succes prin procedeele de sudare FSW, fascicul laser, fascicul de electroni și WIG;
- în urma testelor experimentale de sudare a aliajului Al_xCrFeMnNi (x=0,8) prin procedul MMA și a analizei microstructurale, s-a constatat prezența unei fisuri în ZIT, motivul fiind fragilitatea ridicată a materialului și inexistența deformării plastice aparente înainte de inițializare;
- cercetările experimentale asupra aliajului AlCrFeMnNi_x (x=1,4) au demonstrat că aliajul are o bună sudabilitate, iar aplicarea procedului de sudare ales a condus la o îmbinare caracterizată prin lipsa fisurilor și altor imperfecțiuni.

Capitol 3. Proiectarea tehnologiilor de sudare

3.1. Introducere

Vehiculele blindate militare sunt fabricate din oțel de blindaj. Acest oțel este ridică dificultăți în realizarea îmbinărilor sudate din cauza conținutului ridicat de carbon ce favorizează apariția fisurilor la rece. Fisurile apar în linia de fuziune, ca urmare a prezenței hidrogenului în această zonă și datorită durității mari a oțelului. Conținutul ridicat de stabilizatoare de austenită (mangan și nichel) poate duce la fisurarea la cald din cauza segregării elementelor care au o solubilitate slabă în austenită. Fisurile pot apărea în metalul de bază, ca urmare a erorilor din timpul elaborării oțelului, în linia de fuziune din cauza prezenței hidrogenului sau în sudură ca urmare a aplicării unei tehnologii sudare incorecte. În timpul operațiunilor militare, în timpul traversării unor terenuri accidentate, vehiculele sunt expuse la vibrații și astfel fisurile formate în timpul procesului de sudare se pot propaga cu ușurință, ceea ce poate afecta integritatea structurală a vehiculelor militare blindate.[80] – [82]

Electrozii austentici sunt utilizați pentru a preveni apariția fisurilor la rece. Principalul avantaj al acestor electrozi în comparație cu cei ce au un conținut scăzut de hidrogen este difuzivitatea mult mai mică și solubilitatea mult mai mare a hidrogenului, permițând astfel, posibilitatea prezenței unor niveluri mai ridicate de hidrogen fără să existe riscul apariției fisurilor în zona afectată termic. Conform ESAB, dezavantajul utilizării electrozilor cu flux, în cazul sudării cu mai multe straturi, este necesitatea îndepărtării zgurii de pe suprafața sudurii după fiecare trecere, ceea ce are o influență negativă atât asupra productivității cât și a costului de fabricație. [80]

În cadrul lucrării au fost proiectate trei tehnologii de sudare și trei specificații de sudare (MMA, MIG și WIG) în vederea aplicării acestora pentru realizarea îmbinărilor de colț dintre plăcile HEA și placa suport din oțel de blindaj. La proiectarea tehnologiilor de sudare s-a avut în vedere utilizarea unei energii liniare cât mai scăzute pentru a influența cât mai puțin atât caracteristicile mecanice atât ale oțelului de blindaj cât și a aliajelor cu entropie ridicată.

3.2. Proiectarea tehnologiei de sudare cu electrozi înveliți (MMA)

3.2.1. Alegerea electrozilor

Electrozii înveliți utilizați la sudarea manuală cu arc electric au diametrele uzuale având valorile de: 1,6; 2; 2,5; 3,2; 4; 5; 6 [mm]. În funcție de valorile diametrului electrodului este stabilită și lungimea acestuia. [83]

a) pentru diametrul electrodului $d_e < 3,25$ mm, lungimea acestuia este $L_e = 450$ mm

b) pentru diametrul electrodului $d_e \geq 3,25$ mm, lungimea acestuia este $L_e = 350$ mm

Limitarea lungimii se impune din condiția încălzirii electrodului prin efect Joule. Se știe că, odată cu creșterea lungimii electrodului, deci a lungimii libere, și micșorarea diametrului acestuia, cantitatea de căldură degajată pe vergeaua metalică a acestuia crește având ca posibil efect nedorit distrugerea învelișului electrodului [83]. Puterea disipată în urma trecerii curentului electric prin electrodul învelit este dată de relația:

$$P = R \cdot I_S^2 = \rho \cdot \frac{4 \cdot L_e}{\pi} \cdot \left(\frac{I_S}{d_e}\right)^2 \quad (3.1)$$

Alegerea diametrului electrodului se face în funcție de grosimea componentelor de sudat, de numărul de treceri și de aria fiecărei treceri. În cazul în care procesul de sudare se realizează într-o singură trecere unilaterală sau bilaterală în tabelul 3.1 se dă diametrul electrodului de în funcție de grosimea componentelor de sudat S.[84]

Tabel 3.1. Alegerea diametrului electrodului în funcție de grosimea componentelor

S [mm]	1...2,5	3	4...5	6...12	>12
d_e [mm]	1,6...2,5	3,25	3,25...4	4...5	5...6

Electrodul se alege și în funcție de compoziția chimică a materialului de bază și caracteristicile de rezistență ale acestuia. Se urmărește ca rezistența minimă de rupere garantată a materialului depus de electrod să se apropie de rezistența materialului de bază ce urmează a fi sudat. În scopul diminuării cât mai reduse a caracteristicilor mecanice și a proprietăților chimice ale aliajelor cu entropie ridicată se optează pentru reducerea cantității de căldură introdusă în timpul procesului de sudare prin utilizarea electrodului: STARINOX 316 L cu un diametru de 3,2 mm, a cărei compoziție chimică este prezentată în tabelul 3.2 iar caracteristicile mecanice ale materialului depus de acesta în tabelul 3.3.

Tabel 3.2. Compoziția chimică a electrodului STARINOX 316 L [85]

Element chimic	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S
Procentaj [%]	≤ 0,04	0,5-1	0,6-0,9	11-13	18,5-20	2,5-3	≤ 0,025	≤ 0,02

Tabel 3.3. Proprietățile mecanice ale metalului depus cu electrodul STARINOX 316 L [18]

Limita de curgere R_{p0,2}	Rezistența la rupere R_m	Alungirea A₅	Energia la impact K_v J
MPa	MPa	%	+20°C
≥ 350	≥ 520	≥ 30	≥ 60

3.2.2. Calculul calibrului

$$a = 0,7 \cdot \min(S_1, S_2) = 0,7 \cdot 6 = 4,2 \text{ mm} \quad (3.2)$$

unde S_1 și S_2 sunt grosimile tablelor
Se adopta un calibru de 4 mm.

3.2.3. Calculul numărului de treceri

Aria rostului se împarte în mai multe treceri.

$$n_t = \frac{A_{MD}}{A_t} [\text{treceri}] \quad (3.3)$$

unde: A_{MD} este secțiunea totală a materialului depus [cm²];
 A_t – aria unei treceri

$$A_{MD} = K_y \cdot a^2 \cdot 10^{-2} = 1,35 \cdot 4^2 \cdot 10^{-2} = 0,22 \text{ cm}^2 = 22 \text{ mm}^2 \quad (3.4)$$

unde: K_y este coeficientul de supraînălțare; a - calibrul sudurii

$$A_t = \frac{\pi \cdot d_e^2}{4} = \frac{\pi \cdot 3,2^2}{4} = 8,04 \text{ mm}^2 \quad (3.5)$$

$$n_t = \frac{22}{8,04} = 2,76 \text{ (treceți)}$$

Se adoptă un număr de trei treceți și se recalculează aria unei treceri:

$$A_t = \frac{A_{MD}}{n_t} = \frac{22}{3} = 7,3 \text{ mm}^2 = 0,073 \text{ cm}^2$$

3.2.4. Intensitatea curentului de sudare (I_s)

Se determină în funcție de diametrul electrodului. Pentru electrozi destinați sudării oțelurilor aliate (aliajelor speciale) se recomandă relația:

$$I_s = 2,7 \cdot d_e^2 + 25 \cdot d_e - 11 \text{ [A]} \quad (3.6)$$

unde: d_e este diametrul electrodului

$$I_s = 2,7 \cdot 3,2^2 + 25 \cdot 3,2 - 11 = 96,648 \text{ [A]}$$

Se adoptă $I_s = 100 \text{ [A]}$, valoare ce se încadrează în intervalul recomandat de producător pentru acest diametru al electrodului – 70...120 [A].

3.2.5. Tensiunea arcului (U_a)

Când nu sunt indicații exprese ale producătorului de electrozi, tensiunea arcului se calculează cu relația::

$$U_a = 0,05 \cdot I_s + 10 \text{ [V]} \quad (3.7)$$

$$U_a = 0,05 \cdot 100 + 10 = 15 \text{ [V]}$$

Se adoptă tensiunea arcului 15 [V]

3.2.6. Viteza de sudare (v_s) se determină cu relația:

$$v_s = \frac{\alpha_d \cdot I_s}{\rho \cdot A_t} \text{ [cm/min]} \quad (3.8)$$

unde: α_d este coeficientul de depunere al electrozilor [g/A·min]

I_s = intensitatea curentului de sudare;

ρ – densitatea metalului depus [g/cm³];

A_t – aria unei treceri

$$v_s = \frac{0,175 \cdot 100}{7,85 \cdot 0,073} = 30,54 \text{ [cm/min]}$$

3.2.7. Energia liniară (E_L)

Se determină cu relația:

$$E_L = 60 \cdot \eta \cdot \frac{U_a \cdot I_S}{v_s} \text{ [J/cm]} \quad (3.9)$$

unde: η este randamentul procedurii de sudare ce are valori între 0,5...0,7;

U_a – tensiunea arcului; I_S – intensitatea curentului de sudare;

v_s – viteza de sudare.

$$E_L = 60 \cdot 0,7 \cdot \frac{15 \cdot 100}{30,54} = 2062,87 \text{ [J/cm]}$$

3.3. Proiectarea tehnologiei de sudare MIG

Sudarea MIG-MAG se poate realiza dintr-o singură trecere, fără prelucrarea rostului, la grosimi până la 5 mm, în condițiile în care diametrul sârmei electrod este de 2 sau 2,4 mm. Pentru grosimi mai mari de până la 10 mm, sudarea se poate realiza dintr-o singură trecere dacă rostul este cu prelucrare în „V”, sârma electrod fiind de 2,4 sau 3,2 mm. În cazul componentelor cu grosimi mai mari sudarea se realizează cu rost în „V” sau „X” prin mai multe treceri. Procedul MIG sau MAG poate asigura transferul materialului prin arc în varianta short-arc (sha) sau spray-arc (spa). Varianta short este folosită de obicei la table subțiri cu grosimi cuprinse între 0,5 și 6 mm. Varianta spray-arc este folosită economic la table de grosimi mari, cu grosimea mai mare decât 5 mm. Sudarea short-arc se realizează în curent continuu atât în polaritate directă DC^- cât și în polaritate inversă DC^+ . Sudarea spray-arc se realizează în curent continuu numai în polaritate inversă DC^+ . [84]

3.3.1. Diametrul sârmei electrod (d_e)

Se alege în funcție de modul de transfer stabilit, de grosimea elementelor îmbinării și de dimensiunile rostului. Luând în considerare caracteristicile mecanice și compoziția chimică a materialelor utilizate în îmbinarea sudată se optează pentru sârma LEXAL G 22.9.3 N cu diametru de 1,2 mm, ce are compoziția chimică prezentată în tabelul 3.4 iar caracteristicile mecanice prezentate în tabelul 3.5 și pentru care este recomandat gazul Ar (I1) EN 439.

Tabel 3.4. Compoziția chimică a sârmei LEXAL G 22.9.3 N [85]

Element chimic	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	Fe%Vol.
Procentaj [%]	≤ 0,025	0,5-2	≤ 1,2	7,5-9,5	21,5-23,5	2,5-3,5	≤ 0,025	≤ 0,012	25-65

Tabel 3.5. Proprietățile mecanice ale metalului depus cu sârma LEXAL G 22.9.3 N [85]

Limita de curgere $R_{p0,2}$	Rezistența la rupere R_m	Alungirea A_5	Energia la impact K_v J
[MPa]	[MPa]	[%]	+20°C
≥ 810	≥ 620	≥ 22	≥ 65

3.3.2 Calculul calibrului

$$a = 0,7 \cdot \min(S_1, S_2) = 0,7 \cdot 6 = 4,2 \text{ mm}$$

unde S_1 și S_2 sunt grosimile tablelor și se adoptă un calibr de 4 mm.

3.3.3. Calculul numărului de treceri

$$n_t = \frac{A_{MD}}{A_t} [\text{treceri}]$$

unde: A_{MD} este secțiunea totală a materialului depus [cm^2]; A_t – aria unei treceri

$$A_{MD} = K_y \cdot a^2 \cdot 10^{-2} = 1,35 \cdot 4,2^2 \cdot 10^{-2} = 0,22 \text{ cm}^2 = 22 \text{ mm}^2$$

unde: K_y - coeficientul de supraînălțare; a - calibrul sudurii

$$A_t = (5 \dots 7) \cdot d_e \cdot 10^{-2} (\text{cm}^2) = 7 \cdot 1,2 \cdot 10^{-2} = 0,084 \text{ cm}^2 = 8,4 \text{ mm}^2$$

$$n_t = \frac{22}{8,4} = 2,62 (\text{treceri})$$

Se adoptă un număr de trei treceri și se recalculează aria unei treceri:

$$A_t = \frac{A_{MD}}{n_t} = \frac{22}{3} = 7,3 \text{ mm}^2 = 0,073 \text{ cm}^2$$

3.3.4. Intensitatea curentului de sudare (I_s)

Se determină în funcție de diametrul electrodului. Pentru electrozi destinați sudării oțelurilor aliate (aliajelor speciale) se recomandă relația:

$$I_s = 125 \cdot d_e - 32,25 \text{ [A]} \quad (3.10)$$

unde: d_e este diametrul electrodului

$$I_s = 125,5 \cdot 1,2 - 32,25 = 118,35 \text{ [A]}$$

Se adoptă $I_s = 120 \text{ [A]}$,

3.3.5. Tensiunea arcului (U_a)

Se determină cu relația:

$$U_a = 0,05 \cdot I_s + 15 \text{ [V]} \quad (3.11)$$

$$U_a = 0,05 \cdot 120 + 15 = 21 \text{ [V]}$$

Se adoptă tensiunea de 21 [V]

3.3.6. Rata depunerii A_d

Pentru procedeul de sudare MIG se determină cu formula:

$$A_d = 3 \cdot 10^{-5} \cdot I_s^2 + 10^{-3} \cdot I_s + 0,5 \text{ [kg/h]} \quad (3.12)$$

$$A_d = 3 \cdot 10^{-5} \cdot 120^2 + 10^{-3} \cdot 120 + 0,5 = 1,05 \text{ [kg/h]}$$

3.3.7. Viteza de sudare (v_s)

Se determină cu relația:

$$v_s = \frac{100 \cdot A_d}{6 \cdot \rho \cdot A_t} \text{ [cm/min]} \quad (3.13)$$

unde: A_d este rata depunerii [kg/h]

ρ – densitatea metalului depus [g/cm³]

A_t – aria unei treceri

$$v_s = \frac{100 \cdot 1,05}{6 \cdot 7,85 \cdot 0,073} = 30,5 \text{ [cm/min]}$$

3.3.8. Viteza de avans a sârmei electrod (v_a)

Se determină din condiția ca secțiunea unei treceri, A_t , la înaintarea arcului cu viteza v_s să se realizeze cu secțiunea $\frac{\pi \cdot d_d^2}{4}$ a sârmei electrod care înaintează cu viteza v_a .

Se utilizează formula:

$$v_a = 400 \cdot \frac{A_t \cdot v_s}{\pi \cdot d_e^2} \text{ [cm/min]} \quad (3.14)$$

$$v_a = 400 \cdot \frac{0,073 \cdot 30,5}{\pi \cdot 1,2^2} = 196,87 \text{ [cm/min]} = 1,97 \text{ [m/min]}$$

3.3.9. Debitul gazului de protecție (D_G)

Este influențat de forma constructivă a îmbinării, de intensitatea curentului de sudare, de tensiunea arcului, de viteza de sudare și de mediul de lucru. Valorile recomandate pentru debitul de gaz sunt:

$$D_G = (12-14) \text{ l/min pentru } I_s = 50 \dots 150 \text{ [A]}$$

$$D_G = (18-20) \text{ l/min pentru } I_s = 150 \dots 350 \text{ [A]}$$

Se adoptă valoarea de $D_G = 14 \text{ l/min}$.

3.3.10. Energia liniară (E_L)

Se determină cu relația:

$$E_L = 60 \cdot \eta \cdot \frac{U_a \cdot I_S}{v_s} \text{ [J/cm]}$$

unde: η este randamentul procedeului de sudare ce are valori între 0,6...0,8;

U_a – tensiunea arcului;

I_S – intensitatea curentului de sudare;

v_s – viteza de sudare.

$$E_L = 60 \cdot 0,8 \cdot \frac{21 \cdot 120}{30,5} = 3965,9 \text{ [J/cm]}$$

3.4. Proiectarea tehnologiei de sudare WIG

Elaborarea tehnologiei de sudare WIG începe cu stabilirea gazului de protecție precum și a diametrului vergelei electrod. În cazul sudării cap la cap, grosimile componentelor sub 3,5mm se sudează dintr-o singură trecere, cu rost în „I”, fără metal de adaos. Diametrul electrodului nefuzibil se alege în funcție de grosimea componentelor de sudat conform tabelului 3.6. Iar corespondența dintre diametrul electrodului de wolfram (d_e), a vergelei material de adaos (d_{MA}) și debitul de gaz este dată în tabelul 3.7. În cazul folosirii heliului drept gaz de protecție debitul acestuia se dublează față de debitul necesar de argon.

Tabel 3.6. Alegerea diametrului electrodului de Wolfram [86]

Grosime material de bază [mm]	0,5	1	1,5	2	3	4	6
Diametru electrod wolfram [mm]	1	1,6	1,6	1,6	2,4	2,4	3,2

Tabel 3.7. Corespondența dintre diametrul electrodului, diametrul vergelei și debitul de gaz de protecție la sudarea WIG [83]

d_e	mm	1	1,6	2,4	3,2	5	6,3
d_{MA}	mm	1,5...2	2...2,5	2...3	2...3	3...5	5...6
Q_{AR}	l/min	4...6	4...6	5...7	6...9	7...10	10...12

Avându-se în vedere obținerea unei energii liniare cu o valoare cât mai scăzută pentru a deteriora cât mai puțin caracteristicile aliajului cu entropie ridicată se optează un electrod cu diametru de 2,4 mm, un diametru al vergelei de 2 mm și un debit al gazului de protecție de 7l/min. Se va utiliza bagheta TIG - LEXAL 22.9.3 N a cărei compoziție chimică este prezentată în tabelul 3.8 iar caracteristicile metalului depus sunt prezentate în tabelul 3.9 și pentru care este recomandat gazul ARCAL 39.

Tabel 3.8. Compoziția chimică a sârmei LEXAL G 22.9.3 N [85]

Element chimic	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	Fe%Vol
Procentaj [%]	≤ 0,03	0,5-2	≤ 0,9	7,5-9,5	21,5-23,5	2,5-3,5	≤ 0,03	≤ 0,03	30-65

Tabel 3.9. Proprietățile mecanice ale metalului depus cu sârma LEXAL G 22.9.3 N [85]

Limita de curgere $R_{p0,2}$	Rezistența la rupere R_m	Alungirea A_5	Energia la impact KV J
[MPa]	[MPa]	[%]	+20°C
≥ 810	≥ 700	≥ 34	≥ 210

3.4.1. Calculul calibrului

$$a = 0,7 \cdot \min(S_1, S_2) = 0,7 \cdot 6 = 4,2 \text{ mm}$$

unde S_1 și S_2 sunt grosimile tablelor
Se adopta un calibru de 4 mm.

3.4.2. Intensitatea curentului

Pentru procedeul de sudare WIG intensitatea curentului se calculează în funcție de felul curentului și polaritatea acestuia [16]. Astfel în relațiile de mai jos sunt date expresiile de calcul ale intensității curentului de sudare, în care I_S [A] și d_e [mm]:

$$\text{DC}^+: I_S = 14 \cdot d_e - 5 \quad (3.15)$$

$$\text{AC}: I_S = 67 \cdot d_e - 37 \quad (3.16)$$

$$\text{DC}^-: I_S = 92 \cdot d_e - 42 \quad (3.17)$$

Pentru protejarea electrodului de wolfram se optează pentru stabilirea polarității negative la electrod, valoarea intensității fiind următoarea:

$$I_S = 92 \cdot 2,4 - 42 = 178,8 \text{ [A]}$$

Se adoptă intensitatea de 180 [A]

3.4.3. Tensiunea arcului

Se calculează cu relația:

$$U_a = 10 + 0,04 \cdot I_S = 10 + 0,04 \cdot 180 = 17,2 \text{ [V]} \quad (3.18)$$

Se adoptă tensiunea de 17 [V].

3.4.4. Calculul numărului de treceri

$$n_t = \frac{A_{MD}}{A_t} [\text{treceri}]$$

unde: A_{MD} este secțiunea totală a materialului depus [cm²]
 A_t – aria unei treceri

$$A_{MD} = K_y \cdot a^2 \cdot 10^{-2} = 1,35 \cdot 4^2 \cdot 10^{-2} = 0,2 \text{ cm}^2 = 22 [\text{mm}^2]$$

unde: K_y - coeficientul de supraînălțare; a - calibrul sudurii

Pentru obținerea unei energii liniare cu o valoare cat mai scăzută, în vederea deteriorării cât mai reduse a proprietăților aliajelor cu entropie ridicată se optează pentru un număr de trei treceri, astfel ca aria unei treceri se va calcula cu relația:

$$A_t = \frac{A_{MD}}{n_t} = \frac{22}{3} = 7,33 \text{ mm}^2$$

Având în vedere forma rostului dintre componentele de sudat se stabilește numărul de treceri precum și secțiunea fiecărei treceri, A_t . În felul acesta se poate calcula viteza de sudare pe trecere conform relației:

$$v_s = \frac{3,2 \cdot I_s + 247}{A_t \cdot \rho} [\text{cm/min}] \quad (3.19)$$

în care - aria trecerii este exprimată în $[\text{mm}^2]$
 - densitatea materialului depus în $[\text{Kg/dm}^3]$.

$$v_s = \frac{3,2 \cdot 180 + 247}{8 \cdot 7,85} = 13,11 [\text{cm/min}]$$

3.4.5. Energia liniară (E_L)

Se determină cu relația:

$$E_L = 60 \cdot \eta \cdot \frac{U_a \cdot I_s}{v_s} [\text{J/cm}]$$

unde: η este randamentul procedeului de sudare ce are valori între 0,6...0,8;

U_a – tensiunea arcului;

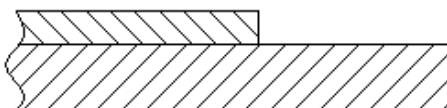
I_s – intensitatea curentului de sudare;

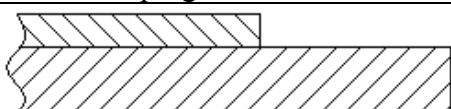
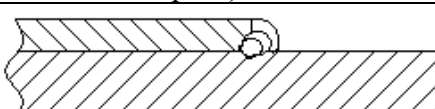
v_s – viteza de sudare.

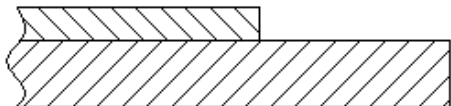
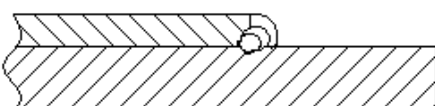
$$E_L = 60 \cdot 0,6 \cdot \frac{17 \cdot 180}{13,11} = 8402,7 [\text{J/cm}]$$

3.5. Specificații preliminare ale procedurilor de sudare

În urma calculelor efectuate în cadrul proiectărilor procedurilor de sudare se întocmește specificația preliminară a procedurii de sudare, aceasta reprezintă un proiect de specificație a unei proceduri de sudare, presupusă adecvată, dar care nu a fost calificată. În document sunt cuprinde date cu privire la: materialul de bază, materialul de adaos, schema de pregătire a îmbinării, succesiunea operațiilor de sudare, parametrii procesului de sudare, informații cu privire la eventualele tratamente termice post-sudare și informații cu privire la tehnica de sudare. Sudarea probelor necesare pentru calificarea unei specificații a procedurii de sudare trebuie să se efectueze pe baza unei specificații preliminare a procedurii de sudare (pWPS).

Specificația preliminară procedurii de sudare MMA					WPS Nr.: 01/2019			
Procedeul de sudare: 111				Tipul îmbinării: FW				
Poziția de sudare: PB								
Materiale de bază				Materiale de adaos				
MB1	Denumire: oțel blindaj			Denumire: STARINOX 316 L – E 19 12 3 LR 12				
	Norma de ref.:			Norma: SR EN 1600				
	Grupa/subgrupa:			Dimensiuni (mm) : 3,2				
Grosime (mm): 12		Diametru (mm):		Uscare		Temp.(°C) / Timp (ore):		
MB2	Denumire: HEA			Electrod		Tip: -		
	Norma:			nefuzibil		Diametru (mm) : -		
	Grupa/subgrupa:			Gaz/flux		De protecție: -		
Grosime (mm): 6		Diametru (mm):		Debitul		De protecție: -		
Temp. de preîncălzire (°C): -				gazului		La rădăcină: -		
Temp. între straturi (°C): -								
Schema de pregătire a îmbinării				Succesiunea operațiilor de sudare				
								
Trecere	Procedeu de sudare	Diam. MA [mm]	Intens. curentului [A]	Tensiunea arcului [V]	Tip curent/polaritate	Viteza sârmei [m/min]	Viteza de sudare [cm/min]	Energie liniară [J/cm]
1-3	111	3,2	90-110	15	CC/DC ⁺	-	30,54	2062,87
Tratament termic după sudare					Tehnica de sudare			
Tip: -					Pregătirea marginilor: nu			
Temperatura: -					Suport rădăcină: nu			
Timp de menținere: -					Pendulare: da			
Răcire: -					Scobirea rădăcinii: nu			
Viteză încălzire/răcire: -					Curățire între straturi: da			
					Distanță duză contact/piesă:			
					Unghi înclinare cap sudare:			
					Oscilație: amplitudine, frecvență:			
Alte date: -								
Detalii pentru sudarea MIG/MAG: -								
Detalii pentru sudare în impulsuri: -								
Detalii pentru sudarea cu plasmă: -								

Specificația preliminară a procedurii de sudare MIG					WPS Nr.: 02/2019			
Procedeul de sudare: 135					Tipul îmbinării: FW			
Poziția de sudare: PB								
Materiale de bază					Materiale de adaos			
MB1	Denumire: oțel blindaj				Denumire: LEXAL G 22.9.3 N (G 22 9 3 NL)			
	Norma:				Norma: EN ISO 14343-A			
	Grupa/subgrupa:				Dimensiuni (mm) : 1,2			
Grosime (mm): 12		Diametru (mm):			Uscare		Temp.(°C) / Timp (ore):	
MB2	Denumire: HEA				Electrod nefuzibil		Tip: -	
	Norma:						Diametru (mm) : -	
	Grupa/subgrupa:				Gaz/flux		De protecție: Ar (I1) EN 439	
Grosime (mm): 6		Diametru (mm):		La rădăcină: -				
Temp. de preîncălzire (°C):					Debitul gazului		De protecție: 14 l/min	
Temp. între straturi (°C):							La rădăcină: -	
Schema de pregătire a îmbinării					Succesiunea operațiilor de sudare			
								
Trecere	Procedeu de sudare	Diam. MA [mm]	Intens. curentului [A]	Tensiunea arcului [V]	Tip curent/polaritate	Viteza sârmei [m/min]	Viteza de sudare* [cm/min]	Energie Liniară* [J/cm]
1-3	135	1,2	110-130	21	CC/DC ⁺	1,97	30,5	3965,9
Tratament termic după sudare					Tehnica de sudare			
Tip: -					Pregătirea marginilor: nu			
Temperatura: -					Suport rădăcină: nu			
Timp de menținere: -					Pendulare: da			
Răcire: -					Scobirea rădăcinii: nu			
Viteză încălzire/răcire: -					Curățire între straturi: da			
					Distanță duză contact/piesă: 10-15 mm			
					Unghi înclinare cap sudare:			
					Oscilație: amplitudine, frecvență			
Alte date: -								
Detalii pentru sudarea MIG/MAG: -								
Detalii pentru sudare în impulsuri: -								
Detalii pentru sudarea cu plasmă: -								

Specificația preliminară a procedurii de sudare WIG						WPS Nr.: 03/2019			
Procedeul de sudare: 141					Tipul îmbinării: FW				
Poziția de sudare: PB									
Materiale de bază					Materiale de adaos				
MB1	Denumire: oțel blindaj				Denumire: LEXAL G 22.9.3 N (W 22 9 3 NL)				
	Norma:				Norma: EN ISO 14343-A				
	Grupa/subgrupa:				Dimensiuni (mm) : 2				
Grosime (mm): 12		Diametru (mm):			Uscare		Temp.(°C) / Timp (ore):		
MB2	Denumire: HEA				Electrod nefuzibil		Tip: -		
	Norma:						Diametru (mm) : 2,4		
	Grupa/subgrupa:				Gaz/flux		De protecție: Ar+N (ARCAL 39)		
Grosime (mm): 6		Diametru (mm):					La rădăcină: -		
Temp. de preîncălzire (°C):					Debitul gazului		De protecție: 7 l/min		
Temp. între straturi (°C):							La rădăcină: -		
Schema de pregătire a îmbinării					Succesiunea operațiilor de sudare				
									
Trecere	Procedeu de sudare	Diam. MA [mm]	Intens. curentului [A]	Tensiunea arcului [V]	Tip curent/ polaritate	Viteza sârmei [m/min]	Viteza de sudare * [cm/min]	Energie Liniară* [J/cm]	
1-3	141	2	150-200	17	CC/DC-	-	13,11	8402,7	
Tratament termic după sudare					Tehnica de sudare				
Tip: -					Pregătirea marginilor: nu				
Temperatura: -					Suport rădăcină: nu				
Timp de menținere: -					Pendulare: da				
Răcire: -					Scobirea rădăcinii: nu				
Viteză încălzire/răcire: -					Curățire între straturi: da				
					Distanță duză contact/piesă:				
					Unghi înclinare cap sudare:				
					Oscilație: amplitudine, frecvență				
Alte date: -									
Detalii pentru sudarea MIG/MAG: -									
Detalii pentru sudare în impulsuri: -									
Detalii pentru sudarea cu plasmă: -									

3.6. Obținerea prin sudare a pachetelor balistice din aliaje cu entropie ridicată

Aplicând tehnologiile de sudare și WPS-urile proiectate a fost realizat un lot de probe sudate prin suprapunere prin procedeele de sudare MMA, MIG și WIG (Fig. 3.1).

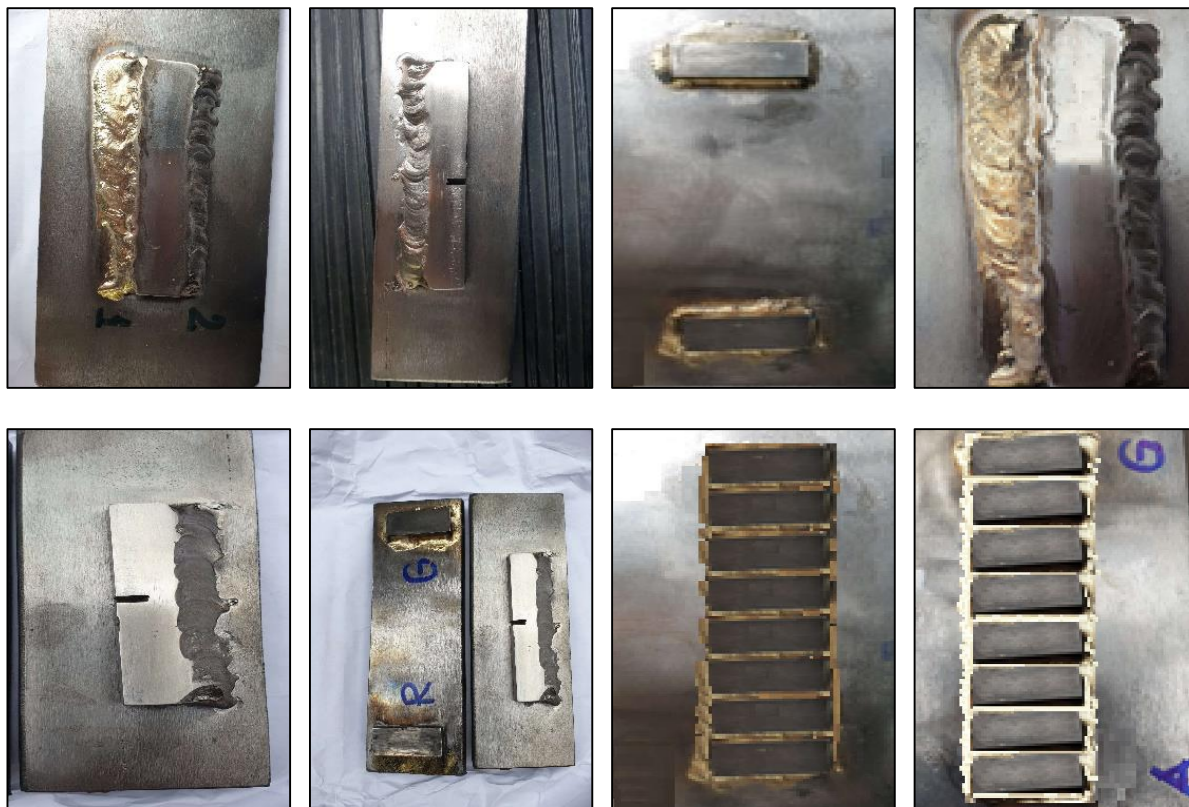


Fig. 3.1. Probe sudate prin procedeele de sudare: MMA, MIG și WIG

3.7. Concluzii

În urma realizării calculelor și proiectării tehnologiilor de sudare MMA, MIG și WIG se pot concluziona următoarele:

- La calculul și optimizarea parametrilor de proces, trebuie să se aibă în vedere reducerea la maxim a efectelor procesului de îmbinare asupra performanțelor mecanice și structurale atât a aliajelor cu entropie ridicată cât și a oțelului de blindaj.
- Pentru a se obține o energie liniară scăzută s-a optat pentru un număr de trei treceri
- Energiile liniare obținute în urma calculelor au fost de 2062,87 [J/cm] pentru procedeul de sudare MMA, 3965,9 [J/cm] pentru procedeul de sudare MIG și 8402,7 [J/cm] pentru procedeul de sudare WIG.

Capitol 4. Soluții constructive propuse pentru sistemele balistice

Pe baza cercetărilor efectuate au fost concepute o serie de variante constructive pentru sisteme balistice realizate prin sudarea plăcilor din aliaje cu entropie ridicată (HEA) pe o placă suport din oțel de blindaj; morfo-funcționalitatea acestor sisteme fiind prezentată în Fig. 4.1:

- aliajul HEA, caracterizat prin duritate ridicată, are rolul de a fragmenta proiectilul, iar placa suport, realizată din oțel de blindaj, ce prezintă o ductilitate superioară, are rolul de a opri sau reduce viteza fragmentelor de proiectil, datorită deformațiilor plastice ce apar în timpul procesului de perforare;
- utilizarea plăcuțelor de aliaj HEA, de dimensiuni reduse, oferă avantajul opririi propagării fisurilor care apar în momentul impactului proiectilului, crescând astfel rezistența sistemului de protecție balistică la aplicarea loviturilor multiple.
- deși aliajele de HEA prezintă dificultăți la sudare, aplicarea acestei metode de îmbinare, în detrimentul altor tehnici de asamblare, conduce la obținerea unor structuri balistice cu rigiditate mărită, care, după cum a fost prezentat, are ca efect creșterea capacității de protecție a blindajului.

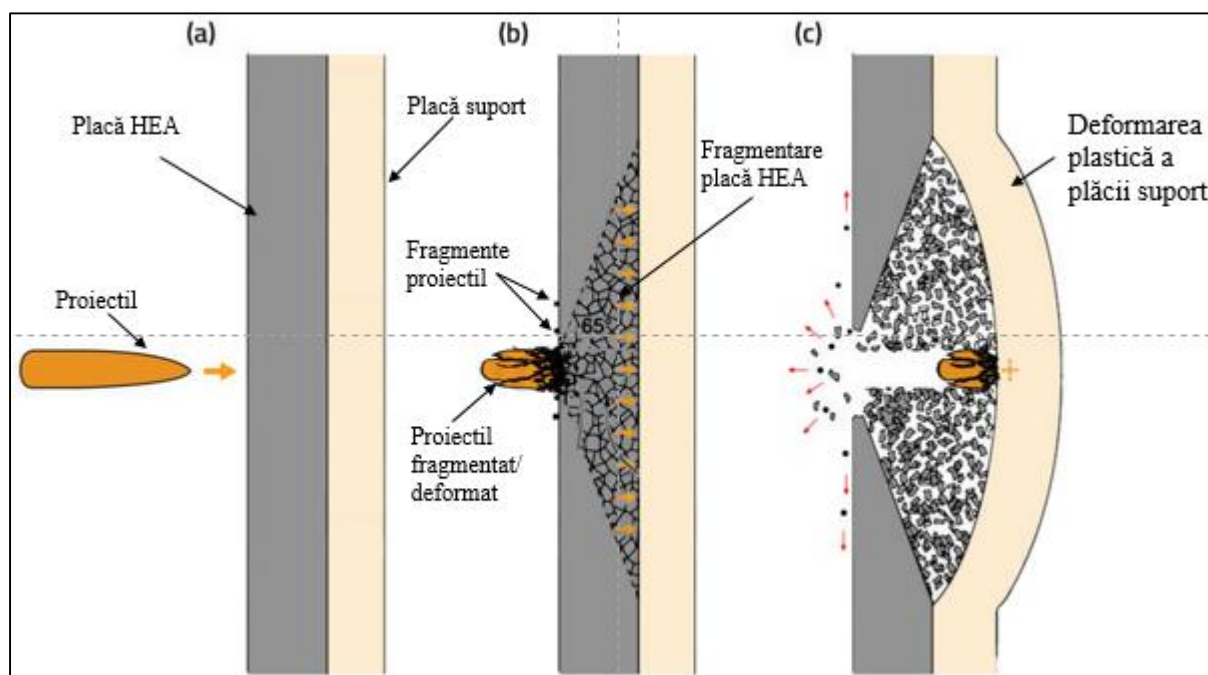


Fig. 4.1. Principiul de funcționare a blindajelor suplimentare multimaterial [87]

Soluțiile constructive propuse au în componența lor plăci de HEA cu dimensiunile 60 x 60 x 6 [mm] și o placă suport cu o grosime de 12 mm. Plăcile din aliaj HEA sunt sudate între ele pe contur, cap la cap, și de colț, prin suprapunere, pe placa suport. În figura 4.2. este prezentată varianta unei structuri de protecție cu greutate redusă care se pretează pentru protecția împotriva proiectilelor de dimensiuni medii, dezavantajul acestei variante fiind grosimea mică rezultată prin suprapunerea plăcilor de HEA pe placa din oțel de blindaj. Plăcile

din aliaje HEA sunt sudate sub formă de ”zid de cărămidă” pe o placă suport din oțel de blindaj pentru a evita concentrarea tensiunilor la intersecția sudurilor în cruce.

Pentru creșterea gradului de protecție se pot suprapune mai multe astfel de sisteme, o variantă fiind prezentată în figura 4.3. Această suprapunere oferă atât avantajul unei grosimi mari, cât și a intercalării unor materiale cu caracteristici diferite, ceea ce duce la creșterea capacității de protecție a sistemului. O altă variantă constructivă este prezentată în figura 4.4., în care plăcile HEA sunt sudate sub formă de ”solzi de pește”, cu un unghi de înclinare, pe o placă suport din oțel de blindaj. Odată cu mărirea gradului de înclinare a blindajului crește grosimea reală sau echivalentă parcursă de proiectil în timpul procesului de perforare. Dezavantajul acestei variante este greutatea ridicată, însă avantajul ce duce la creșterea gradului de protecție este o grosime echivalentă ridicată, obținută atât prin suprapunerea plăcilor din aliaj HEA cât și prin utilizarea unui unghi de înclinare al acestora.

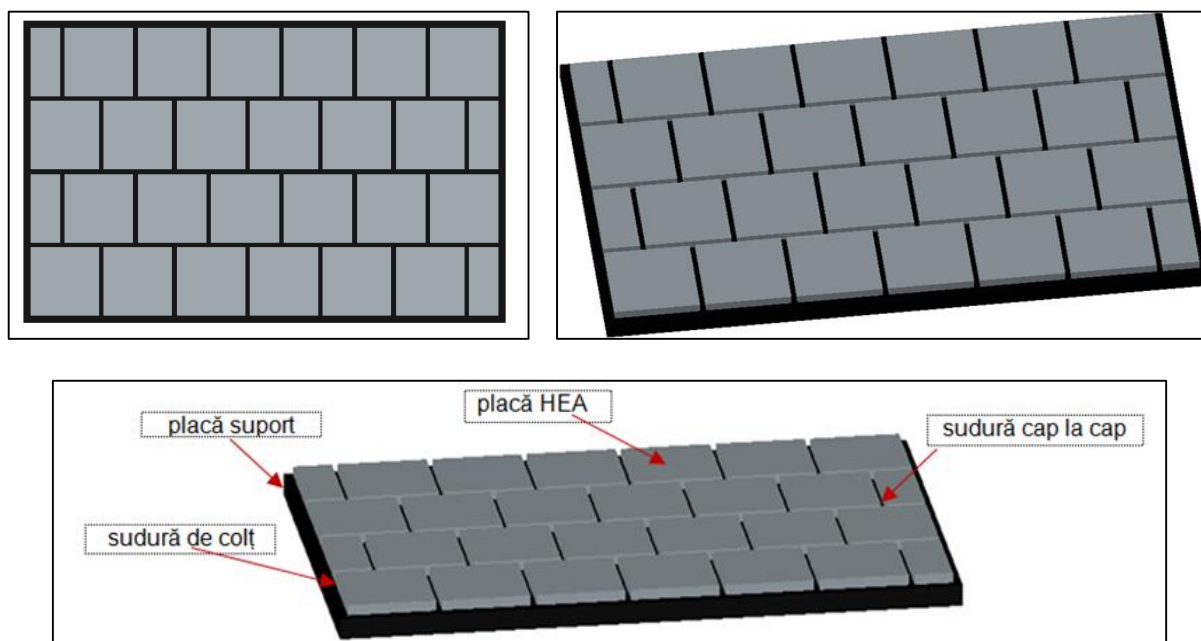


Fig. 4.2. Sistem balistic cu placi de HEA sudate sub forma unui ”zid de cărămidă”

Pe lângă creșterea grosimii echivalente a blindajului, utilizarea unui unghi de înclinare mărește posibilitatea de ricoșare a proiectilului. Pentru ca grosimea echivalentă generată de unghiul de înclinare să aibă eficiență, în literatura de specialitate se recomandă utilizarea unui unghi de înclinare de minim 30°, iar pentru maximizarea probabilității de ricoșare a proiectilului un unghi de 60°. Spațiul gol dintre plăcile din aliaj HEA și placa suport, generat de înclinarea plăcuțelor de HEA, poate fi umplut cu o spumă densă ducând astfel la creșterea gradului de protecție oferit de sistem.

În figura 4.5 este prezentată o variantă în care, la realizarea structurii în solzi de pește, se utilizează materiale disimilare. Această variantă prezintă atât avantajul unui cost de producție mai scăzut, prin utilizarea unui număr mai redus de plăci din aliaj HEA, cât și avantajul oferit de utilizarea unor materiale disimilare, dispuse succesiv, în sistemele de protecție balistică.

Morfofuncționalitatea sistemelor de protecție balistică, propuse spre realizare, prezintă următoarele particularități:

- aliajul HEA, caracterizat prin duritate ridicată (aprox. 1000 HV), are rolul de a fragmenta proiectilul, iar placa suport, realizată din oțel de blindaj, care prezintă o ductilitate superioară, are rolul de a reduce viteza fragmentelor de proiectil sau chiar de

a le opri. Efectul este datorat deformațiilor plastice care apar în timpul procesului de perforare a structurii de protecție.

- utilizarea plăcuțelor de aliaj HEA, de dimensiuni reduse, oferă avantajul opririi propagării fisurilor care apar în momentul impactului proiectilului, sistemul balistic fiind mult mai rezistent la aplicarea loviturilor multiple.
- deși aliajele de HEA prezintă dificultăți la sudare, aplicarea acestei metode de îmbinare, în detrimentul altor tehnici de asamblare, conduce la obținerea unor structuri balistice cu rigiditate mărită și cu o capacitate de protecție sporită.

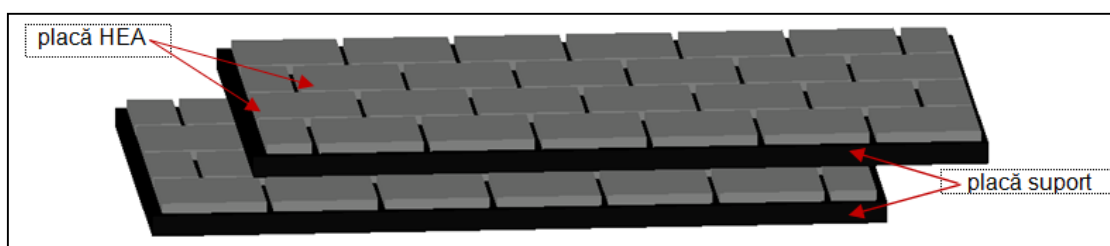
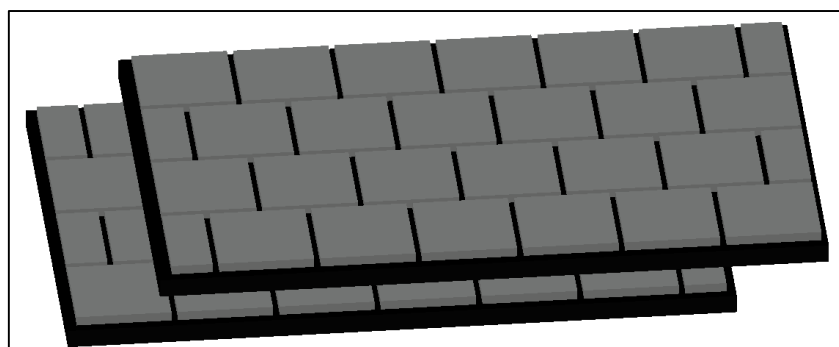


Fig. 4.3. Sistem balistic realizat din suprapunerea mai multor plăci sudate

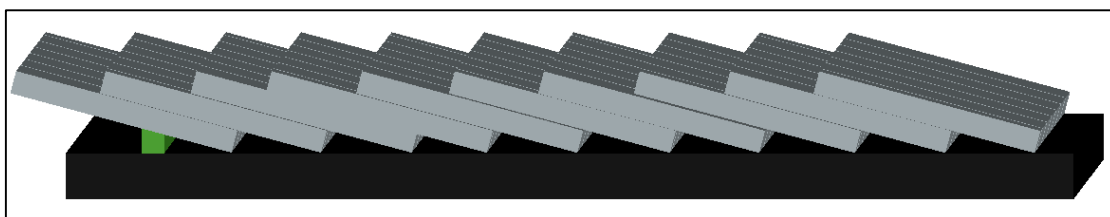
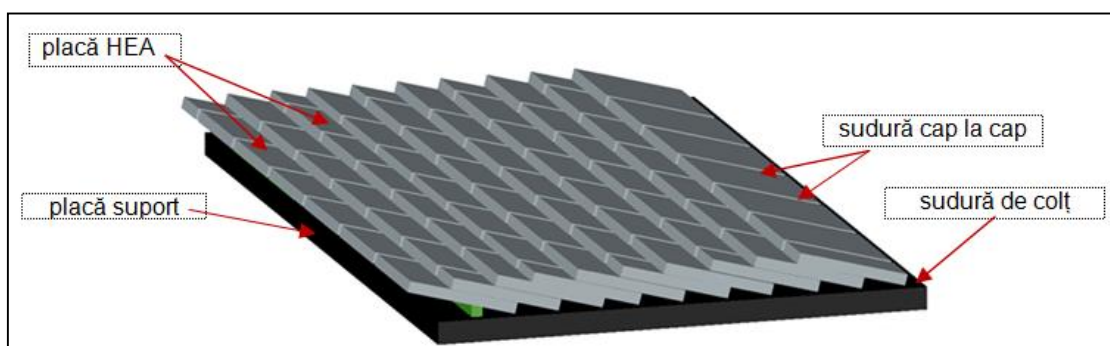


Fig. 4.4. Sistem balistic cu plăci de HEA sudate sub forma "solzi de pește"

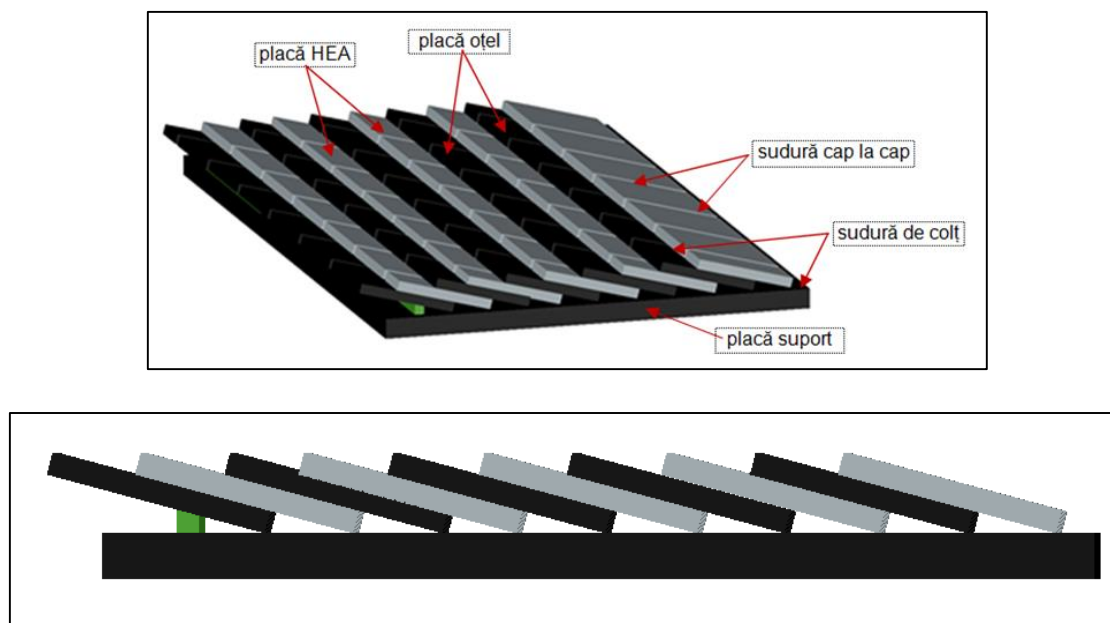


Fig. 4.5. Sistem balistic cu plăci disimilare sudate sub forma "solzi de pește"

Concluzii

Aliajele cu entropie ridicată (HEAs) sunt aliaje multi-element, deosebindu-se de aliajele tradiționale prin capacitatea lor de a-și menține proprietățile la temperaturi ridicate. Acestea pot fi utilizate în proiectarea și realizarea structurilor de protecție pentru domeniul militar, datorită caracteristicilor ridicate de rezistență și duritate. Concluziile studiilor derulate în cadrul cercetărilor privind proiectarea morfo-funcțională a sistemelor de protecție realizate din table de aliaj cu entropie ridicată (HEA) și oțel de blindaj sunt:

- în proiectarea morfo-funcțională a sistemelor de protecție pentru structurile blindajelor se recomandă dispunerea plăcilor din aliajele HEA sub formă de "cărămidă intercalată" pentru a evita concentrarea tensiunilor la intersecția sudurilor dispuse în cruce și pentru a obține o greutate a structurii mai redusă;
- o altă dispunere a plăcilor din aliajele HEA este varianta constructivă în "solzi de pește", poziționate înclinat față de traiectoria de impact a proiectilului, care prezintă atât avantajul creșterii grosimii echivalente a blindajului, cât și creșterea probabilității de ricoșare a proiectilului;
- din analiza literaturii de specialitate privind sudarea aliajelor cu entropie ridicată s-a constatat că acestea se pot suda cu succes prin procedeele de sudare FSW, fascicul laser, fascicul de electroni și WIG;
- în urma testelor experimentale de sudare a aliajului $Al_xCrFeMnNi$ ($x=0,8$) și a analizei microstructurale, s-a constatat prezența unei fisuri în ZIT și inexistența deformării plastice aparente înainte de inițializare motivul fiind fragilitatea ridicată a materialului;
- cercetările experimentale asupra aliajului $AlCrFeMnNi_x$ ($x=1,4$) au demonstrat că aliajul are o bună sudabilitate, iar aplicarea procedurii de sudare MMA a condus la o îmbinare caracterizată prin lipsa fisurilor și altor imperfecțiuni.

În concluzie, aplicarea tehnicii de sudare pentru realizarea îmbinărilor în tehnologia de fabricație a sistemelor de protecție balistică are ca rezultat creșterea rigidității acestora și, prin urmare, a capacității lor de protecție.

Bibliografie și webliografie

- [1] Gálvez V. S., Paradela L. S., *Analysis of failure of add-on armour for vehicle protection against ballistic impact*, Eng. Failure Analysis, Vol. 16, Iss. 6, 2009, pag. 1837-1845
- [2] <https://web.archive.org/web/20080513101955/http://www.defense-update.com/features/du-3-04/feature-light-armor.htm>, din arhiva rev. *International Online Defence Magazine*
- [3] <https://www.inetres.com/gp/military/cv/inf/LAV.html>
- [4] <https://www.rafael.co.il/wp-content/uploads/2019/03/Armor-Shield-R.pdf>
- [5] Jens Kristian Holmen, Jan Ketil Solberg, Odd Sture Hopperstad, Tore Børvik, *Ballistic impact of layered and case-hardened steel plates*, International Journal of Impact Engineering, Vol. 110, 2017, pag. 4-14
- [6] Flores-Johnson E. A., Saleh M., Edwards L., *Ballistic performance of multi-layered metallic plates impacted by a 7.62-mm APM2 projectile*, International Journal of Impact Engineering, Vol. 38, Issue 12, 2011, pag. 1022-1032
- [7] Gupta N. K., Madhu V., *Normal and oblique impact of a kinetic energy projectile on mild steel plates*, International Journal of Impact Engineering, Vol. 12, 1992, pag. 333-343
- [8] Gupta N. K., Madhu V., *An experimental study of normal and oblique impact of hard-core projectile on single and layered plates*, International Journal of Impact Engineering, Vol. 19, 1997, pag. 395-414
- [9] Iqbal M. A., Gupta G., Gupta N.K., *3D numerical simulations of ductile targets subjected to oblique impact by sharp nosed projectiles*, International Journal of Solids and Structures, Vol. 47, Issue 2, 2010, pag. 224-237
- [10] Borvik T., Olovsson L., Dey S., Langseth M., *Normal and oblique impact of small arms bullets on AA6082-T4 aluminium protective plates*, International Journal of Impact Engineering, Vol. 38, 2011, pag. 577-589
- [11] Iqbal M. A., Senthil K., Madhu V., Gupta N.K., *Oblique impact on single, layered and spaced mild steel targets by 7.62 AP projectiles*, International Journal of Impact Engineering, Vol. 110, 2017, pag. 26-38
- [12] Cristea S., *Contribuții la studiul comportării unor materiale de blindaj, la impactul cu proiectilul*, Teză de doctorat, 2008
- [13] Ye Y. F., Wang Q., Lu J., Liu C. T., Yang Y., *High-entropy alloy: challenges and prospects*, Materials Today, Volume 19, Number 6, July/August 2016, pp. 349-362.
- [14] Miracle D.B., Senkov O.N., *A critical review of high entropy alloys and related concepts*, Acta Materialia, Vol. 122, 2017, pp. 448-511.
- [15] Simion G., Rusu C. C., Scutelnicu E., Voiculescu I., Geantă V., *Stadiul actual al sudării aliajelor cu entropie ridicată*, Sudura, Vol. 3, 2019, pag. 5-15.
- [16] Murty B. S., Yeh J. W., Ranganathan S., *High-Entropy Alloys*, Elsevier Inc., 2014.
- [17] Lu Z. P., Wang H., Chen M. W., Baker I., Yeh J. W., Liu C. T., Nieh T. G., *An assessment on the future development of high-entropy alloys: summary from a recent workshop*, Intermetallics, Vol. 66, 2015, pp. 67-76.
- [18] Zhao Y. J., Qiao J. W., Ma S. G., Gao M.C., Yang H.J., Chen M.W., Zhang Y., *A hexagonal close-packed high –entropy alloy: the effect of entropy*, Materials and Design, Vol. 96, 2016, pp. 10-15.

-
- [19] Voiculescu I., Geantă, V., Vasile, I.M., Ștefănoiu, R., Tonoiu, M., Characterisation of weld deposits using as filler metal a high entropy alloy, *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*, Vol. 15, No. 7-8, 2013, pp. 650 – 654.
- [20] Voiculescu I., Geantă, V., Ștefănoiu, R., Patroi, D., Binchiciu, H., Influence of the Chemical Composition on the Microstructure and Microhardness of AlCrFeCoNi High Entropy Alloy, *Rev. Chim.*, Vol. 64, No. 12, 2013, pp.1441-1444.
- [21] L.J. Santodonato, Y. Zhang, M. Feygenson, C.M. Parish, M.C. Gao, R.J.K. Weber, Neufeld J.C., Tang Z., Liaw P.K., Deviation from high-entropy configurations in the atomic distributions of a multi-principal-element alloy, *Nature Communications*, Vol. 6, 2015, Art. no. 5964.
- [22] Xi J., Yang Z., Lu Z., Xingyu Du. Bangsheng L., A novel Fe₂₀Co₂₀Ni₄₁Al₁₉ eutectic high entropy alloy with excellent tensile properties, *Materials Letters*, Vol 216, 2018, pp. 144-146.
- [23] Pickering E. J., Jones N.G., High-entropy alloys: a critical assessment of their founding principles and future prospects, *International Materials Reviews*, Vol. 61, 2016, Issue 3, pp. 183-202.
- [24] Gali A., George E.P., Tensile properties of high- and medium-entropy alloys, *Intermetallics*, Vol. 39, 2013, pp. 74–78.
- [25] Senkov O. N., Wilks G.B., Miracle D.B., Chuang C.P., Liaw P.K., Refractory high-entropy alloys, *Intermetallics*, Vol. 18, Issue 9, 2010, pp. 1758-1765.
- [26] Senkov O. N., Wilks G. B., Scott J. M., Miracle D.B., Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys, *Intermetallics*, Vol. 19, Issue 5, 2011, pp. 698-706.
- [27] Wu Z., Bei H., Pharr G.M., George E.P., Temperature dependence of the mechanical properties of equiatomic solid solution alloys with face-centered cubic crystal structures, *Acta Materialia*, Vol. 81, 2014, pp. 428-441.
- [28] Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E. H., George E. P., Ritchie R.O., A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications, *Science*, Vol. 345, 2014, Issue 6201, pp. 1153-1158.
- [29] He J. Y., Wang H., Huang H.L., Xu X. D., Chen M. W., Wu Y., Liu X. J., Nieh T.G., An K., Lu Z. P., A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties, *Acta Materialia*, Vol. 102, 2016, pp. 187-196.
- [30] Lu Y. P., Gao X. Z., Jiang L., Chen Z. N., Wang T. M., Jie J. C., Kang H. J., Zhang Y. B., Guo S., Ruan H. H., Zhao Y. H., Cao Z. Q., Li T. J., Directly cast bulk eutectic and neareutectic high entropy alloys with balanced strength and ductility in a wide temperature range, *Acta Materialia*, Vol. 124, 2017, pp. 143-150.
- [31] Tang Z., Yuan T., Tsai C. W., Yeh J. W., Lundin C. D., Liaw P. K., Fatigue behavior of wrought Al_{0.5}CoCrCuFeNi two-phase high-entropy alloy, *Acta Materialia*, Vol. 99, 2015, pp.247-258.
- [32] Voiculescu I., Geanta, V., Ionescu, M., Effects of heat treatments on the microstructure and microhardness of Al_xCrFeNiMn alloys, *Annals of "Dunarea de Jos" University of Galati, Fascicle XII, Welding Equipment and Technology*, 26, 2015, pp. 5-11.
- [33] Voiculescu I., Geanta V., Scutelnicu E., Ștefănoiu R., Rotariu A., Solomon Gh., Joining methods of high entropy alloys used for ballistic targets, 1st World Conference on Advanced Materials for Defense, AuxDefense 2018, Lisbon, 2018.
- [34] Youssef K. M., Zaddach A. J., Niu C., Irving D. L., Koch C. C., A Novel Low-Density, High-Hardness, High-entropy Alloy with Close-packed Single-phase Nanocrystalline Structures, *Materials Research Letters*, Vol. 3, 2015, pp. 95-99.
-

- [35] Fu Z., Jiang L., Wardini J. L., MacDonald B. E., Wen H., Xiong W., Zhang D., Zhou Y., Rupert T.J., Chen W., Lavernia E. J., A high-entropy alloy with hierarchical nanoprecipitates and ultrahigh strength, *Science Advances*, Vol. 4, Nr. 10, 2018.
- [36] Gorsse S., Nguyen M. H., Senkov O. N., Miracle D. B., Database on the mechanical properties of high entropy alloys and complex concentrated alloys, *Data in Brief*, Vol. 21, 2018, pg. 2664-2678
- [37] Nguyen N. T. C., Moon J., Sathiyamoorthi P., Asghari-Rad P., Kim G. H., Lee C. S., Kim H. S., Superplasticity of V10Cr15Mn5Fe35Co10Ni25 high-entropy alloy processed using high-pressure torsion, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 764, Sept. 2019
- [38] Guo T., Li J., Wang J., Wang W.Y., Liu Y., Luo X., Kou H., Beaunon E., Microstructure and properties of bulk Al_{0.5}CoCrFeNi high-entropy alloy by cold rolling and subsequent annealing, *Materials Science and Engineering*, Vol. 729, 2018, pp 141-148.
- [39] Wang B., Fu A., Huang X., Liu B., Liu Y., Li Z., Zan X., Mechanical Properties and Microstructure of the CoCrFeMnNi High Entropy Alloy Under High Strain Rate Compression, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 25, 2016.
- [40] Bhattacharjee P.P., Sathiaraj G.D., Zaid M., Gatti J.R., Chi Lee, Che-Wei Tsai, Jien-Wei Yeh, Microstructure and texture evolution during annealing of equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol 587, 2017, pp. 544-552.
- [41] Tsao L.C., Chen C.S., Chu C.P., Age hardening reaction of the Al_{0.3}CrFe_{1.5}MnNi_{0.5} high entropy alloy, *Materials & Design*, Vol. 36, 2012, pp. 854-858.
- [42] Li Y., Lee J., Kang B., Hong S. H., Microstructure and elevated-temperature mechanical properties of refractory AlMo_{0.5}NbTa_{0.5}TiZr High Entropy Alloy fabricated by powder metallurgy, 2017.
- [43] Senkov O.N., Senkova S.V., Woodward C., Miracle D.B., Low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr-Nb-Ti-V-Zr system: Microstructure and phase analysis, *Acta Materialia*, Vol. 61, 2013, pp. 1545- 1557.
- [44] Han Z.D., Chen N., Zhao S.F., Fan L.W., Yang G.N., Shao Y., Yao K.F., Effect of Ti additions on mechanical properties of NbMoTaW and VNbMoTaW refractory high entropy alloys, *Intermetallics*, Vol. 84, 2017, pp. 153-157.
- [45] Li Q., Zhang H., Li D., Chen Z., Huang S., Lu Z., Yan H., WxNbMoTa Refractory High-Entropy Alloys Fabricated by Laser Cladding Deposition, *Materials*, 2019.
- [46] Zhanga B., Gaobc M.C., Zhanga Y., Guo S.M., Supporting data for senary refractory high-entropy alloy CrxMoNbTaVW, *Journal Data in Brief*, Vol. 5, 2015, pp. 730-735.
- [47] Guo N.N., Wang L., Luo L.S., Li X.Z., Su Y.Q., Guo J.J., Fu H.Z., Microstructure and mechanical properties of refractory MoNbHfZrTi high-entropy alloy, *Materials & Design*, Vol. 81, 2015, pp. 87-94.
- [48] Senkov O.N., Woodward C.F., Microstructure and properties of a refractory NbCrMo_{0.5}Ta_{0.5}TiZr alloy, *Materials Science and Engineering*, Vol. 529, 2011, pp. 311-320.
- [49] Zhang Y., Zuo T. T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K. A., Liaw P.K., Lu Z. P., Microstructures and properties of high-entropy alloys, *Progress in Materials Science*, Vol. 61, 2014, pp. 1-93.
- [50] Gao M.C., Yeh J. W., Liaw P.K., Zhang Y., High-Entropy Alloys - Fundamentals and Applications, Springer International Publishing Switzerland, 2016.
- [51] Otto F., Dlouhy A., Somsen Ch., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy, *Acta Materialia*, Vol. 61, 2013, pp. 5743–5755.
- [52] Munitz A., Salhov S., Hayun S., Frage N., Heat treatment impacts the micro-structure and mechanical properties of AlCoCrFeNi high entropy alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, pp. 221-230.

- [53] Qiao J. W., Ma S. G., Huang E.W., Chuang C. P., Liaw P. K., Zhang Y., Microstructural characteristics and mechanical behaviors of AlCoCrFeNi high-entropy alloys at ambient and cryogenic temperatures, *Materials Science Forum*, Vol. 688, 2011, pp. 419-425.
- [54] Lyu Z., Fan X., Lee C., Wang S. Y., Feng R., Liaw P. K., Fundamental understanding of mechanical behavior of high-entropy alloys at low temperatures: A review, *Journal of Materials Research*, Vol.33, 2018, pp. 2988-3010.
- [55] Wang W. R., Wang W. L., Yeh J. W., Phases, microstructure and mechanical properties of Al_xCoCrFeNi high-entropy alloys at elevated temperatures, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 589, 2014, pp. 143-152
- [56] Wen L. H., Kou H. C., Li J. S., Chang H., Xue X. Y., Zhou L., Effect of aging temperature on microstructure and properties of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy, *Intermetallics*, Vol. 17, Issue 4, 2009, pp. 266-269.
- [57] Kuznetsov A. V., Shaysultanov D. G., Stepanov N. D., Salishchev G. A., Senkov O. N., Tensile properties of an AlCrCuNiFeCo high-entropy alloy in as-cast and wrought conditions, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 533, 2012, pp. 107-118.
- [58] Zharebtsov S., Stepanov N., Ivanisenko Y., Shaysultanov D., Yurchenko N., Klimova M., Salishchev G., Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of a CoCrFeMnNi High-Entropy Alloy during High-Pressure Torsion at Room and Cryogenic Temperatures, *Metals*, 2018.
- [59] Tsai S. P., Tsai Y. T., Yu-Wen Chen Y. W., Chen P. J., Chiu P. H., Chen C. Y., Lee W. S., Yeh J. W., Yang J. R., High-entropy CoCrFeMnNi alloy subjected to high-strain-rate compressive deformation, *Materials Characterization*, Vol. 147, 2019, pp 193-198.
- [60] Liu J., Guo x., Lin Q., He Z., An X., Li L., Liaw P. K., Liao X., Yu L., Lin J., Xie L., Ren J., Zhang Y., Excellent ductility and serration feature of metastable CoCrFeNi high-entropy alloy at extremely low temperatures, *SCIENCE CHINA Materials*, 2018.
- [61] Guo J., Tang C., Rothwell G., Li L., Wang Y. C., Yang Q., Ren X., Welding of High Entropy Alloys—A Review, *Entropy*, 2019.
- [62] Sokkalingam R., Mishra S., Cheethirala S.R., Muthupandi, V., Sivaprasad K., Enhanced Relative Slip Distance in Gas-Tungsten-Arc-Welded Al_{0.5}CoCrFeNi High-Entropy Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions*, 2017, Vol. 48, pp. 3630-3634.
- [63] Martin A. C., Fink C., Initial weldability study on Al_{0.5}CrCoCu_{0.1}FeNi high-entropy alloy, *Welding in the World*, 2019, Vol. 63, pp. 739–750.
- [64] Wu Z., David S.A., Leonard D.N., Feng Z., Bei H., Microstructures and mechanical properties of a welded CoCrFeMnNi high-entropy alloy, *Science and Technology of Welding & Joining*, 2018, Vol. 23, pp. 585-595.
- [65] Kashaev N., Ventzke V., Stepanov N., Shaysultanov D., Sanin V., Zharebtsov S., Laser beam welding of a CoCrFeNiMn-type high entropy alloy produced by self-propagating high-temperature synthesis, *Intermetallics* 2018, Vol. 96, pp. 63-71.
- [66] Zharebtsov S., Stepanov N., Shaysultanov D., Malopheyev S., Vysotskiy I., Sanin V., Kashaev N., Kaibyshev R., Use of Novel Welding Technologies for High-Entropy Alloys Joining, *Materials Science Forum*, 2018, Vol. 941, pp. 919-924.
- [67] Nam H., Parka C., Moon J., Na Y., Kim H., Kang N., Laser weldability of cast and rolled high-entropy alloys for cryogenic applications, *Materials Science & Engineering A* 2019, Vol. 742, pp. 224-230.
- [68] Nam H., Park C., Kim C., Kim H., Kang N., Effect of post weld heat treatment on weldability of high entropy alloy welds, *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 23, 2018, Issue 5, pp. 420–427.
- [69] Jo M. G., Kim H. J., Kang M., Madakashira P.P., Park E. S., Suh J.Y., Kim D.I., Hong S.T., Ha N.H., Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded and

- Laser Welded High Entropy Alloy CrMnFeCoNi, *Metals and Materials International*, Vol. 24, nr. 1, 2018, pp. 73-83.
- [70] Sokkalingam R., Sivaprasad K., Muthupandi V., Duraiselvam M., Characterization of Laser Beam Welded Al_{0.5}CoCrFeNi High-Entropy Alloy. *Key Engineering Materials*, 2018, Vol. 775, pp. 448–453.
 - [71] Wu Z., David S.A., Feng Z., Bei H., Weldability of a high entropy CrMnFeCoNi alloy, *Scripta Materiala*, 2016, Vol. 124, pp. 81-85.
 - [72] Nahmany M., Hooper Z., Stern A., Geanta V., Voiculescu Ionelia, AlxCrFeCoNi High-Entropy Alloys: Surface Modification by Electron Beam Bead-on-Plate Melting, *Metallography Microstructure and Analysis*, 2016, Vol. 5, pp. 229-240.
 - [73] Da Silva A., Tier M., Bergman L., Rosendo T., Ramos F., Mazzaferro J., Mazzaferro C., Strohaecker T., Dos Santos J., Friction spot and friction stir spot welding processes - a literature review, *Sudarea și încercarea materialelor*, 2007
 - [74] Mishra R. S., Ma Z. Y., Friction stir welding and processing, *Materials Science and Engineering: R: Reports*, Vol. 50, Issues 1-2, 2005, pg. 1-78
 - [75] Zhu Z. G., Sun Y. F., Goh M. H., Ng F. L., Nguyen Q. B., Fujii H., Nai S. M. L., Wei J., Shek C.H., Friction stir welding of a CoCrFeNiAl_{0.3} high entropy alloy, *Materials Letters*, Vol. 205, Oct. 2017, pp. 142-144.
 - [76] Zhu Z. G., Sun Y.F., Ng F.L., Goh M.H., Liaw P.K., Fujii H., Nguyen Q.B., Xu Y., Shek C.H., Nai S.M.L., Wei J., Friction-stir welding of a ductile high entropy alloy: microstructural evolution and weld strength, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 711, 2018, pp. 524-532.
 - [77] Shaysultanov D., Stepanov N., Malopheyev S., Vysotskiy I., Sanin V., Mironov S., Kaibyshev R., Salishchev G., Zhrebtsov S., Friction stir welding of a carbon-doped CoCrFeNiMn high-entropy alloy, *Materials Characterization*, 2018.
 - [78] Scutelnicu E., Simion G., Rusu C. C., Gheonea M. C., Voiculescu I., Geanta V., High Entropy Alloys Behaviour During Welding, *Revista de Chimie*, 2020, Vol. 71, pag. 219-233
 - [79] http://www.alruqee.com/Userfiles/Product/TablePdf/02112015000000B_Boehler%20FOX%20CN%2022%209%20N_ce.pdf
 - [80] Cabrilo A., Sedmak A., Burzic Z., Perkovic S., Fracture mechanics and fatigue crack propagation in armor steel welds, *Engineering Failure Analysis*, 2019, Vol. 106,
 - [81] Kchaou Y., Pelosin V., Hénaffa G., Haddar N., Elleuch K., Failure mode analysis of SMAW welded UNS N08028 (Alloy28) superaustenitic stainless steel under crack growth tests, *Engineering Failure Analysis*, (2019), 97, pag. 804-819.
 - [82] Toribio J., Kharin V., Ayaso F. J., González B., Franco J. C. M., Vergara D., Lorenzo M., Failure analysis of a lifting platform for tree pruning, *Engineering Failure Analysis*, (2010), 17, pag. 739-747.
 - [83] Vișan D., *Tehnologii de sudare*, Universitatea Dunărea de Jos din Galați, 2008
 - [84] Mihailescu D., Mihailescu A., Lupu G., *Tehnologia sudării prin topire*, Editura fundației Universitare ”Dunărea de Jos”, Galați 2004
 - [85] *** catalogul producătorului de consumabile pentru sudare AIR LIQUIDE
 - [86] Savu I.D., *Tehnologia sudării cu arc electric*, Editura Universitaria, Craiova, 2007
 - [87] <https://diamondage.org/2018/09/21/the-ballistic-event/>



Curriculum vitae
Europass

Informații personale

Nume / Prenume	Simion George
Adresa(e)	Galați, B-dl. Dunărea, nr. 16, Bl. D6, Ap. 34
Telefon	0749.236.416
E-mail	george.simion@ugal.ro
Nationalitate(-tati)	Româna
Data nașterii	14.07.1981
Sex	Masculin

Experiența profesională

Perioada	2018 - prezent
Funcția sau postul ocupat	Asistent de cercetare în tehnologie și echipamente neconvenționale
Principalele activități și responsabilități	Utilizarea echipamente specifice domeniului de cercetare Utilizare de programe software specifice domeniului de cercetare Întocmire rapoarte tehnico-științifice
Numele și adresa angajatorului	Universitatea "Dunărea de Jos" din Galați, Galați, Str. Domnească, nr.47
Perioada	2004-2018
Funcția sau postul ocupat	Operator date
Principalele activități și responsabilități	Utilizarea programelor specifice de calcul Relații publice Reprezentant în relațiile cu autoritățile locale Întocmire de statistici și evidențe
Numele și adresa angajatorului	S.C. Techem Energy Services S.R.L., București, Sector II, Str. Delea Veche, nr.24A

Educație și formare

Perioada	2018-2020
Calificarea / diploma obținută	Masterand in cadrul programului de studii Proiectare și Simulare în Ingineria Sudarii
Discipline principale studiate / competențe dobândite	• Tehnologii de sudare • Control distructiv și nedistructiv • Utilizare programe de analiză cu element finit • Metode statistice aplicate în inginerie • Proiectarea și certificarea specificațiilor procedurilor de sudare • Sisteme de monitorizare și vizualizare a proceselor de sudare • Proiectarea structurilor sudate complexe
Numele și tipul instituției de învățământ / furnizorului de formare	„Dunărea de jos” din Galați
Nivelul in clasificarea naționala sau internaționala	A.R.A.C.I.S. cu "grad înalt de încredere"

Anul	2018												
Calificarea / diploma obținută	Inginer – specializare "Tehnologia construcțiilor de mașini"												
Discipline principale studiate / competențe dobândite	• Tehnologii de sudare prin topire • Tehnologii de sudare prin deformare plastică • Desen tehnic • Tehnologii neconvenționale • Proiectare asistată de calculator • Rezistența materialelor • Mecanică • Tehnologii neconvenționale de prelucrare a materialelor • Procese de deformare plastică la rece • Utilizare Autocad • Utilizare Autodesk – Inventor • Prelucrarea materialelor plastice												
Numele și tipul instituției de învățământ / furnizorului de formare	„Dunărea de jos” din Galați												
Nivelul în clasificarea națională sau internațională	A.R.A.C.I.S. cu "grad înalt de încredere"												
Anul	2000												
Calificarea / diploma obținută	Absolvit liceul teoretic "Mihail Kogălniceanu" - Galați												
Aptitudini și competențe personale													
Limba maternă	Română												
Limbi străine													
Autoevaluare													
Nivel european (*)													
Engleză													
Franceză													
	<table><tr><th colspan="2">Înțelegere</th><th>Citire</th></tr><tr><td>Ascultare</td><td>Citire</td><td>Comunicare verbală</td></tr><tr><td>Utilizator experimentat</td><td>Utilizator experimentat</td><td>Utilizator experimentat</td></tr><tr><td>Utilizator începător</td><td>Utilizator începător</td><td>Utilizator începător</td></tr></table>	Înțelegere		Citire	Ascultare	Citire	Comunicare verbală	Utilizator experimentat	Utilizator experimentat	Utilizator experimentat	Utilizator începător	Utilizator începător	Utilizator începător
Înțelegere		Citire											
Ascultare	Citire	Comunicare verbală											
Utilizator experimentat	Utilizator experimentat	Utilizator experimentat											
Utilizator începător	Utilizator începător	Utilizator începător											
Competențe și abilități sociale	• Spirit de echipă • Capacitate de adaptare • Empatie • Echilibru												
Competențe și aptitudini organizatorice	• Capacitate de sinteză și analiză • Capacitate de a lua decizii în condiții de stres și de a respecta termenele limită												
Competențe și aptitudini tehnice	O bună cunoaștere a proceselor de sudare și debitare termică												
Competențe și cunoștințe de utilizare a calculatorului	O bună cunoaștere a pachetului de aplicații MS-Office O buna cunoaștere a softurilor CAD specifice de desen și proiectare												
Permis(e) de conducere	Categoria B												
Informații suplimentare													

Activitate de cercetare științifică

Articole publicate în reviste de specialitate Elsevier-Scopus

- Scutelnicu E., **Simion G.**, Rusu C. C., Gheonea M. C., Voiculescu I., Geanta V., *High Entropy Alloys Behaviour During Welding*, Revista de Chimie, 2020, Vol. 71, pag. 219-233

Articole publicate în reviste de specialitate

- **Simion G.**, Rusu C. C., Scutelnicu E., Voiculescu I., Geantă V., *Stadiul actual al sudării aliajelor cu entropie ridicată*, Sudura, Vol. 3, 2019, pag 5-15.

Lucrări prezentate în cadrul conferințelor științifice

- **Simion G.**, *Studiul configurației blindajelor militare realizate din aliaje cu entropie ridicată*, lucrare prezentată la Sesiunea națională de comunicări științifice studențești "ANGHEL SALIGNY", ediția a XII-a 2020, Secțiunea nr. 6 - Masterandul de Azi – Cercetătorul de Măine.
- **Simion G.**, Scutelnicu E., *Caracterizarea aliajelor cu entropie ridicată utilizate la sistemele de protecție individuală și colectivă*, lucrare prezentată în cadrul workshop-ului "Tendințe actuale și perspective în dezvoltarea proceselor de sudare" organizat de Centrul de Cercetări Avansate în Domeniul Sudării (SUDAV) în colaborare cu Sucursala Galați a Asociației de Sudură din România (ASR) și LINDE GAZ România, 23 Mai 2019, Facultatea de Inginerie, B26, Galați.
- **Simion G.**, Scutelnicu E., *Tehnici de sudare și brazare pentru îmbinarea aliajelor cu entropie ridicată*, lucrare prezentată în cadrul workshop-ului "Tendințe actuale și perspective în dezvoltarea proceselor de sudare" organizat de Centrul de Cercetări Avansate în Domeniul Sudării (SUDAV) în colaborare cu Sucursala Galați a Asociației de Sudură din România (ASR) și LINDE GAZ România, 23 Mai 2019, Facultatea de Inginerie, B26, Galați.
- **Simion G.**, *Stadiul actual al sudării și brazării aliajelor cu entropie ridicată*, lucrare prezentată la Sesiunea națională de comunicări științifice studențești "ANGHEL SALIGNY", ediția a XI-a 2019, Secțiunea nr. 7 - Masterandul de Azi – Cercetătorul de Măine.
- **Simion G.**, *Studiul încălzirii la sudarea cap la cap prin presiune în stare solidă*, în Sesiunea Națională de Comunicări Științifice Studențești - Anghel Saligny, Galați, 17-18 mai 2018.