



BUDAPESTI MŰSZAKI ÉS GAZDASÁGTUDOMÁNYI EGYETEM

GÉPÉSZMÉRNÖKI KAR

ANYAGTUDOMÁNY ÉS TECHNOLOGIA TANSZÉK

TUDOMÁNYOS DIÁKKÖRI KONFERENCIA

Holl Dénes

(Műszaki menedzser alapszak BSc, 1. félév)

Duplex acélból, felrakóhegesztéssel készített próbatestek hőkezelése

Konzulensek:

Dr. Katula Levente Tamás

egyetemi docens

Kemény Dávid Miklós

PhD hallgató

Budapest, 2023. november 5.

NYILATKOZATOK

Elfogadási nyilatkozat

Ezen dolgozat a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem Gépészmérnöki Kara által a Tudományos Diákköri Konferenciára előírt valamennyi tartalmi és formai követelménynek, továbbá a célkitűzésekben megfogalmazottaknak maradéktalanul eleget tesz. Ezen dolgozatot a nyilvános bírálatra és nyilvános előadásra alkalmasnak tartom.

A beadás időpontja: 2023.11.05.

témavezető

Nyilatkozat az önálló munkáról

Alulírott, Holl Dénes (EYX9G), a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem hallgatója, büntetőjogi és fegyelmi felelősségem tudatában kijelentem és sajátkezű aláírással igazolom, hogy ezt a dolgozatot meg nem engedett segítség nélkül, saját magam készítettem, és dolgozatomban csak a megadott forrásokat használtam fel. Minden olyan részt, melyet szó szerint vagy azonos értelemben, de átfogalmazva más forrásból átvettem, egyértelműen, a hatályos előírásoknak megfelelően, a forrás megadásával megjelöltem.

Budapest, 2023.11.05.

hallgató

Tartalomjegyzék

1. Összefoglalás	4
2. Summary	5
3. Előszó, célkitűzések	6
4. Irodalomkutatás	7
4.1. Rozsdamentes acélok, duplex acélok	7
4.2. Duplex acélok hegesztése	8
4.3. Additív gyártás technológiák	10
4.4. Duplex acélok additív gyártása	12
4.5. Korábbi kutatások eredményei, tapasztalatai	13
5. Kísérlet	18
5.1. Kísérleti terv	18
5.2. Gyártás	19
5.3. Minták előkészítése	23
5.4. Mérések végrehajtási módja	26
5.4.1. Mikroszkópi felvételek	26
5.4.2. Fázisarány meghatározás	28
5.4.3. Ferritszkópos mérés	30
5.4.4. Keménységmérések	31
5.5. Hőkezelés	33
6. Eredmények és kiértékelés	35
6.1. 1-es gyártású minták vizsgálati eredményei	35
6.1.1. Az 1-es gyártású minták gyártás utáni állapotban	35
6.1.2. 1-es gyártású minták 1120°C -os hőkezelést követően	39
6.1.3. 1-es gyártású minták 1220 °C -os hőkezelést követően	42
6.1.4. 1-es gyártású minták 1270 °C -os hőkezelést követően	45
6.1.5. További vizsgálatok a 4-es számú mintán	47
6.1.6. 1-es gyártású minták eredményeinek összefoglalása	50
6.2. 2-es gyártású minták vizsgálati eredményei	52
6.2.1. 2-es gyártású minták gyártás utáni állapotban	52
6.2.2. 2-es gyártású minta 1270 °C-os hőkezelést követően	57
6.2.3. 2-es gyártású minták vizsgálati eredményeinek összefoglalása	59
Irodalomjegyzék	59

1. Összefoglalás

A dolgozatban felrakóhegesztéssel, pontosabban huzalelektródás védőgázos ívhegesztéssel végzett additív gyártással (WAAM), robotkar segítségével, ER2209 huzalanyagból készítettem egy próbatestet. A célom az volt, hogy a megfelelő paraméterekkel az 50-50% ferrit-ausztenit arányt be lehessen állítani. A próbatestből két mintadarab került kimunkálásra. Egy korábbi gyártású falból is kerültek kimunkálásra minták, szám szerint négy darab. A megfelelő előkészítések után mikroszerkezeti vizsgálatokat végeztem. Képelemzéssel és ferritszkópos méréssel is meghatároztam a minták ferrit-ausztenit arányát. A képelemzéshez a képeket optikai mikroszkóppal készítettem. A mintákon Vickers keménységvizsgálatot is végeztem. Ezt követően hőkezelésnek vetettem alá a mintákat, mert a paraméterekkel az 50-50% ferrit-ausztenit arány nem volt elérhető.

A korábbi gyártású mintákat hőkezelttem először, a hőkezelések 1120°C, 1220°C és 1270°C-on történtek. Minden hőkezelés után ismételt mikroszerkezeti és keménység vizsgálatot végeztem. A négy minta mindegyike eltérő sebességgel hűlt le. Az első mintát vízben, a másodikat olajban, a harmadikat levegőn hűtöttem. A negyedik minta a hőkezelő kemencében hűlt le. A nem hőkezelt minták ferritarányai a várákosoknak megfelelőek voltak. A képelemzéssel megállapított ferritarányok azonban akár 8 %-al is nagyobbak lettek, mint a ferritszkópos mérések eredményei. Az eltérést feltételezésem szerint a másodlagos fázisok jelenléte okozta. A hőkezelések hőmérsékletének emelésével a két vizsgálati módszer közötti ferritarány különbség három minta esetén csökkent. A kemencében kihűlt mintánál azonban nőtt a különbség. A másodlagos fázisok kimutatására a negyedik mintát további vizsgálatoknak vettem alá. A vizsgálatok során sikerült bizonyítani másodlagos fázisok jelenlétét. A hőkezelések hőmérsékletének növelésével a ferritarány nőtt. Emellett hűtési sebességek is hatással voltak a ferrit - ausztenit arányra. Minél lassabb volt a hűtés, annál kisebb lett a ferrit fázis aránya a mintákban.

A másik gyártásból származó minták a legnagyobb 1270°C-on kerültek hőkezelésre és vízben lettek lehűtve, hogy a lehető legnagyobb legyen a ferritarány. A szakirodalomnak megfelelően a fal magassága mentén a ferrit aránya változott, míg szélesség mentén nem. A módszerek közötti különbség ezeknél a mintáknál is jelen volt. A másodlagos fázisok aránya csökkent megfelelően nagy hőmérsékletű hőkezeléssel és gyors hűtéssel. A ferritarány ezeknél a mintáknál volt a legnagyobb, azonban az 50%-ot nem érte el.

2. Summary

In this study, I produced a test specimen using ER2209 wire material with the assistance of a robotic arm through weld overlay, specifically wire arc additive manufacturing (WAAM). My objective was to attain the targeted 50-50% ferrite-austenite ratio with the appropriate parameters. Two samples were extracted from the test specimen, and an additional four samples were obtained from a previously fabricated wall. After appropriate preparations, I performed microstructural analyses, determining the ferrite-austenite ratio through image analysis and ferritescope measurements. I captured images for the image analysis using an optical microscope and conducted Vickers hardness tests on the samples. Then, I subjected the samples to heat treatment because the 50-50% ferrite-austenite ratio was not achievable with the initial parameters.

I subjected the heat treatment of the samples from the earlier production at temperatures of 1120°C, 1220°C, and 1270°C. Following each heat treatment, I carried out repeated microstructural and hardness tests. Each of the four samples cooled at different rates: the first in water, the second in oil, the third in air, and the fourth in the heat treatment furnace. The ferrite ratios of the untreated samples were as expected. However, the ferrite ratios determined via image analysis were up to 8% higher than those obtained by ferrite scope measurements. I proposed that the presence of secondary phases caused the difference. By raising the heat treatment temperatures, the difference in the ferrite ratio between the two testing methods decreased for three samples. However, the difference increased for the sample cooled in the furnace. I subjected the fourth sample to further examinations to detect secondary phases. During the examinations, I successfully confirmed the presence of secondary phases. The ferrite ratio increased with the rise in heat treatment temperature. Furthermore, cooling rates also influenced the ferrite-austenite ratio, with a slower cooling rate resulting in a smaller proportion of the ferrite phase in the samples.

The samples from the other production were heat-treated at the maximum temperature (1270°C) and cooled down in water to achieve the highest possible ferrite ratio. According to the literature, the ferrite ratio varied along the height of the wall, but not along the width. The difference between the methods was also evident in these samples. The proportion of secondary phases decreased with high-temperature heat treatment and rapid cooling. Although the ferrite ratio was highest for these samples, it did not reach the desired 50%.

3. Előszó, célkitűzések

A duplex acélok kiváló korróziós és mechanikai tulajdonságokkal rendelkeznek, amit különleges összetételüknek köszönhetnek. Elméletben 50-50% ferritet és ausztenitet tartalmaznak, gyakorlatban a 40-60% arányt is duplexnek tekintjük. A ferrit fázis felel a megfelelő szilárdsági értékekért, míg az ausztenitnek köszönhető a remek korróziós ellenállás és szívósság. Ezen tulajdonságok lehetővé teszik a duplex acélok alkalmazását, olyan területeken ahol az alkalmazási közeg korrozív és mechanikai terhelés is éri az alkatrészeket, például gáz- és olajipar, nyomástartó edények, hőcserélők.

Az additív gyártási eljárások rendkívüli ütemben fejlődnek. Hagyományos gyártási eljárásokkal elkészíthetetlen bonyolultságú, akár bennszülött alkatrészek is előállíthatóak, minimális anyagvesztéssel és kevesebb idő alatt. A kezdetben polimer alapú ágazatban mostmár a fém alapú gyártási eljárások is megjelentek. A technológiák közül termelékenységben kiemelkedik a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztéssel végzett additív gyártás (WAAM).

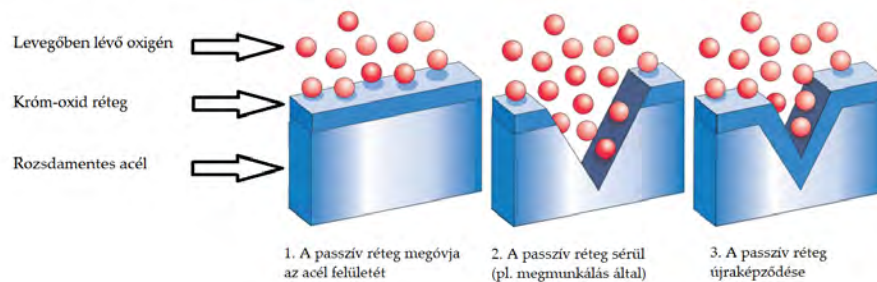
Mind a duplex acélok területe, mind az additív gyártás napjainkban nagyon népszerű terület, számos kutatás készült már mindkét témakörben. Azonban a duplex acélok additív gyártása, főként WAAM gyártása nagyon új és specifikus irány és számos lehetőséget hordoz magában.

Dolgozatom témája a felrakóhegesztéssel, WAAM technológiával készített duplex acél próbatest hőkezelése és szövetszerkezeti vizsgálata. A kapcsolódó szakirodalmat megismerve és elemezve, a korábbi gyártások eredményeit felhasználva munkám egyik célja a lehető legnagyobb ferritarány elérése a gyártás során, a megfelelő paraméterek alkalmazásával. A gyártás során azonban a ferrit-ausztenit fázisarány mindenképpen módosul, így a mechanikai és korróziós tulajdonságok romlanak. Céлом tehát a módosult fázisarány visszaállítása, elérve a már duplex tartománynak számító 40% ferritarányt és akár ideális 50-50% ferrit - ausztenit arányt is. A fázisarány visszaállítását utólagos hőkezeléssel végzem. Vizsgálom a hőkezelési paraméterek - a hőkezelés hőmérséklete és a hűtési sebesség - hatását a szövetszerkezetre, kiváltképp a fázisarányra. A szövetszerkezetet és a fázisarányt optikai mikroszkóp és ferriszkóp segítségével vizsgálom, emellett mikrokeménységet is mérek.

4. Irodalomkutatás

4.1. Rozsdamentes acélok, duplex acélok

A rozsdamentes acélok - az ISO 16143-1:2014(en) szabvány szerint [6] olyan acélok, amelyek legalább 10,5 tömegszázalék krómot (Cr) és legfeljebb 1,2 tömegszázalék szenet (C) tartalmaznak. A króm az acél felületén reakcióba lép az oxigénnel, így egy vékony króm-oxid réteg alakul ki, amelyet passzív rétegnek nevezünk. Az újraképződő, passzív réteg akadályozza meg a felületi korróziót, amint az 1. ábrán is látható.



1. ábra. Passzív réteg az acél felületén [17]

A krómtartalom növelésével a korrózióállóság is javul. A rozsdamentes acélok további fő ötvözői a mangán (Mn), amely növeli a szilárdságot és javítja az edzhetőséget; az alakíthatóságot és korrózióállóságot befolyásoló nikkel (Ni); illetve a lyuk- és réskorrózióval szembeni ellenállást növelő molibdén (Mb).

A rozsdamentes acélokat általában 4 csoportra osztják. Léteznek ausztenites, ferrites, martenzites és duplex rozsdamentes acélok.

Az ausztenites rozsdamentes acélok csoportja a négy közül a legnagyobb, a gyártott korrózióálló acélok 65%-a ebbe a kategóriába tartozik [9]. Szén tartalmuk általában legfeljebb 0,08 %Áz ausztenites mikroszerkezet eléréséhez az acélt krómmal és nikkellel, ritkábban mangánnal ötvözik, utóbbi kettő ausztenitképző. A krómtartalom 16% és 28% míg a nikkel 3,5% és akár 32% között változhat [2]. Az ausztenites rozsdamentes acélok felületen középpontos köbös kristályszerkezetűek. Legfőbb tulajdonságaik a kiváló korrózióállóság és a jó alakíthatóság, illetve nem mágnesezhetőek. Hegesztési szempontból lényeges különbség van a ferritesen és ausztenitesen kristályosodó acélok között. Előbbi hegesztése problémamentesnek mondható, utóbbi esetén azonban ügyelni kell a melegrepedés elkerülésére, ami megfelelő hozaganyag alkalmazásával lehetséges.

A ferrites szerkezet előállításához az acélt főként krómmal ötvözik, így a kristályszerkezet térben középpontos köbös lesz. A ferrites rozsdamentes acélok széntartalma általában 0,12% alatt van, krómtartalmuk a 10,5%-tól egészen 30%-ig változhat [2]. Az ausztenites szövetszerkezetű korrózióálló acélokhöz képest réskorrózióval szembeni ellenállásuk kisebb, azonban a feszültség korrózióval szemben ellenállóbbak, alakíthatóságuk rosszabb és hajlamosak a ridegedésre. A ferrites korrózióálló acélok mágnesezhetőek. Hegesztésük problémás a hőhatásövezetben bekövetkező szemcsedurvulás miatt, mivel nem végezhető szemcsefinomító hőkezelés. Ennek kiküszöbölésére a ferrites korrózióálló acélokat csökkentett hőbevitellel kell hegeszteni [5].

A martenzites korrózióálló acélok növelt széntartalommal (0,08-1,2%) rendelkeznek és

krómmal (11,5-18%) ötvözöttek [2]. Nagy szilárdság és keménység értékek mellett mérsékelt korrózióállóak. A martenzites szövetszerkezet edzéssel hozzák létre. A martenzites acélok térben középpontos köbös kristályszerkezetűek és mágnesezhetők. Hegesztésük nehézkes, a kis alakváltozási képesség miatt rendkívül hajlamosak a repedésre. Megoldás lehet az előmelegítés, illetve az utólagos hőkezelés [15]. A kiválóan keményített rozsdamentes acélok a martenzites korrózióálló acélokhöz tartoznak, alacsonyabb szén (0,09%) és magasabb krómtartalommal (12-18%) és nagy szilárdsággal rendelkeznek, valamint molibdén tartalmuk miatt jobb a korrózióval szembeni ellenállásuk [15].

A duplex acélok kettős szövetszerkezetűek, ausztenit és ferrit is található bennük. Az ISO 17781:2017(en) [7] szabvány szerint duplex acélok nagy króm tartalmúak (19-33%) opcionálisan tartalmazhatnak akár 5% molibdént, és nikkel tartalmuk a ferrites és ausztenites rozsdamentes acélok között helyezkedik el. A széntartalom jellemzően 0,03% alatti. Az ausztenit- ferrit elméleti arány 50-50%, azonban a szabvány [7] szerint, ha az alapanyagban a ferrittartalom legalább 35% és legfeljebb 65% valamint a hegesztési varratban 30% és 70% közötti, akkor duplex acélnak tekinthető. A megfelelő fázisarányt az ausztenitképző (Ni, N, Mn..) és a ferritképző (Cr, Mo, Si, W...) ötvözők egyensúlyban tartásával érik el. A fázisarány utólagosan hőkezelés segítségével módosítható. A duplex acélokra a kiváló korrózióállóság mellett igen jó mechanikai tulajdonságok jellemzőek. Az ausztenites acélokhöz képest kevésbé érzékenyek a melegrepedésre, ellenállnak a feszültség korróziónak, a ferrites acéloknál pedig szívósabbak. Mindezek okán olyan területeken alkalmazzák őket, ahol korrozív közegben mechanika igénybevétele is éri az anyagot, például olaj- és gázipar, vegyipar, illetve újabban építőipar. A duplex rozsdamentes acélok osztályozása elsősorban a korrózióállóságuk alapján történik. Leggyakrabban a lyukkorrózióval szembeni ellenállást leíró PREN (Pitting Resistance Equivalent) egyenértéket használják, amely a következőképpen számolható [5]:

$$PRE_N = Cr + 3,3Mo + 16N$$

Látható, hogy az érték a króm, a molibdén és a nitrogén tartalomtól függ. Fontos megjegyezni, hogy az értékek tömegszázalékban értendők. Az egyenérték alapján már csoportosíthatóak a duplex acélok:

- Lean duplex acélok (sovány duplex): PREN 22-27, alacsonyabb nikkel és molibdén tartalommal rendelkeznek. A nikkel kiváltására leggyakrabban mangánt és nitrogént használnak. Kevésbé zord környezetekben alkalmazzák őket, nagy előnyük, hogy viszonylag olcsóak, így elterjedtek az építőiparban is. Kisebb vagy azonos korrózióállósággal rendelkeznek, mint a standard duplexek.
- Standard duplex acélok PREN 28-38, jellemzően 22% Cr és 3% Mo tartalommal, így a duplexek között átlagos korrózióállósággal rendelkeznek. A leggyakrabban használt duplex acélok.
- Szuperduplex acélok PREN (39-45) főként 25% Cr, 3,5% Mo és 0,3% N tartalommal
- Hiperduplex acélok PREN 45 felett, reaktívabb környezetben is használhatóak. Az olaj- és gáziparban főként ezt a típust alkalmazzák.

4.2. Duplex acélok hegesztése

A hegesztett kötések mechanikai és korrózióállósági tulajdonságai főként a mikroszerkezettől függenek. A mikroszerkezetet pedig leginkább a hegesztési paraméterek befolyásolják. A rozsdamentes acélok hegesztésekor történő fázisátalakulások és deformációk felelnek a

tönkremenetelek 17%-áért [31], így kulcsfontosságú a téma áttekintése, melyet esetemben a duplex acélokra szűkíték.

Az ideális fázisarány hegesztéskor, illetve nagy hőmérsékletű alkalmazás ($>250^{\circ}\text{C}$) során eltolódhat [32]. A duplex acélok legkedvezőbb tulajdonságai a kiegyensúlyozott ferrit/ausztenit arányból származnak, ezért hegesztéskor is arra kell törekedni, hogy az arány a lehető legkevésbé változzon. Emellett a hegesztéskor másodlagos fázisok és intermetallikus vegyületek rontják a mechanikai és korróziós tulajdonságokat. A duplex acélminőségek igen széles skálán mozognak, így mindenkor alkalmazható hegesztési paraméterek nem adhatóak meg. Ellenben általános megállapítások tehetők, illetve az egyes eljárásokra vonatkozóan léteznek konkrét ajánlások, utasítások. Általánosságban kijelenthető, hogy a rozsdamentes acélok hegesztési ajánlásai a duplex acélok hegesztésére is igazak.

Minden duplex acél delta ferritként szilárdul, majd a hőmérséklet csökkenésével ausztenit képződik. Az összes hegesztési eljárásra igaz, hogy a gyors hűtés ferrites szövetszerkezetet okoz duplex acélok esetén. Problémát okozhat még, hogy a hőmérséklet gyors csökkenésével a ferrit nitrogén oldhatósága is csökken és króm-nitridek csapódhatnak ki, mivel a nitrogénnek nincs ideje az ausztenit fázisba diffundálni. Tehát kijelenthető, hogy a gyors hűtés duplex acélok esetén kedvezőtlen. A lassú hűtés esetén azonban 1000°C alatt az intermetallikus fázisok, nitridek és karbidok kicsapódásának kedvez. Összefoglalva a viszonylag lassú hűtés 1000°C -ig, majd onnan gyors (pl. vízben történő) hűtés az optimális a megfelelő szövetszerkezet eléréséhez. A duplex acélok töltő és hegesztőanyagai jellemzően magasabb nikkel tartalmúak, mint az alapfém, segítve ezzel az ausztenit képződését. Nitrogéntartalmuk viszont az alapfémnél célszerűen alacsonyabb, a nitridek kicsapódásának megakadályozása miatt. Az alkalmazott védőgáz tartalmazhat nitrogént is az ausztenit képződés elősegítése érdekében, ez főként volfrámelektrodás ívhegesztésnél használatos. A sorközi hőmérséklet sovány és általános duplexek esetén általában maximum 150°C fok, míg szuper és hiperduplexek esetén 150°C . Az alacsony hőmérsékletű ($600\text{--}650^{\circ}\text{C}$) feszültségmentesítés kerülendő, illetve a hegesztést követő hőkezelés megeresztés/lágyítás majd gyors hűtés kell, hogy legyen [5].

Ismételt felmelegítés $600\text{--}1000^{\circ}\text{C}$ -os tartományban szintén intermetallikus fázisok kialakulásához vezethet, különösen az ötvözöttebb duplexek esetén. A megfelelő szövetszerkezet, azaz a kiegyensúlyozott fázisarány eléréséhez $1200\text{--}800^{\circ}\text{C}$ ($t_{12/8}$) között a hűtést úgy kell beállítani, hogy megfelelő ausztenit képződjön, majd 800°C és 500°C között ($t_{8/5}$) a lehető leggyorsabb hűtés szükséges, a kicsapódások elkerülése miatt. [20] Az intermetallikus fázisok jelenléte sovány és standard duplex acéloknál ritkább, mint az erősebben ötvözöttekben. Karbidok képződése a duplexek rendkívül kis széntartalma miatt általában elenyésző.

A duplex acélok hegesztésére az ipari gyakorlatban főként ívhegesztési eljárásokat alkalmaznak, leggyakrabban huzalelektrodás védőgázos ívhegesztést és volfrámelektrodás védőgázos ívhegesztést. Azonban egyéb, az ipari gyakorlatban egyre inkább előtérbe kerülő eljárásokat is meg kell említeni, úgy mint: lézersugaras hegesztés, elektronsugaras hegesztés, plazmaív hegesztés, illetve a kaváró dörzshegesztés.

Főként ívhegesztéskor jelentős eltérés lehet a varratfémekben és a hőhatásövezetben az ideális szövetszerkezettől (50-50% ausztenit-ferrit arány). A duplex acélok ívhegesztéséhez javasolt hozaganyagok az alapanyaghoz képest jóval több (akár 7-8%) nikkelt tartalmaznak. A nikkel, mint ausztenitképző elem elengedhetetlen a megfelelő szövetszerkezet kialakulásához.[10]

Az ipari gyakorlatban volfrámelektrodás, semleges védőgázos ívhegesztés esetén az argon védőgázhoz nitrogént kevernek, ajánlás szerint 2-5%-ot.[20] Nitrogén hozzáadásával az

alkalmazott védőgázba megelőzhető a - már az alapanyagban, ötvözőként megtalálható - nitrogén mennyiségének csökkenése a varratfémbe. Dr. Varbai Balázs és Dr. Májlinger Kornél az ATT munkatársai tanulmányukban hozaganyag nélküli TIG hegesztést végeztek többek között hagyományos, 2205-es jelölésű duplex acéllal is. Tiszta argon védőgáz esetén a varratfém ferrites maradt, a gyors hűlés és az ausztenitképzők kis mennyisége következtében. A védőgáz nitrogéntartalma növelte a varratfém ausztenittartalmát. Az ideális ausztenit/ferrit arány 10% nitrogén hozzáadásával alakult ki. 50% nitrogén tartalommal, akár 70% ausztenit is elérhető, azonban az ipari gyakorlatban 10% nitrogén fölé sosem mennek, mivel ívstabilitási problémákat okoz. A növelt ívenergia az ausztenit kialakulásának kedvezett. Fontos megjegyezni, hogy a nagyobb nitrogéntartalom a védőgázban megnöveli az ívfeszültséget is, így a hőbevitel állandó értéken tartása a hegesztési áram csökkentésével lehetséges. [32, 10]

Egy másik kutatásukban - ahol a hegesztési hőciklusnak és a védőgáz nitrogéntartalmának hatását vizsgálták a mikroszerkezetre – arra az eredményre jutottak, hogy a hőciklusnak nagyobb hatása van az ausztenit/ferrit arányra, mint a védőgáz nitrogéntartalmának. Az 1200°C és 800°C közötti hűtési sebesség ($dT_{12/8}$) jelentős hatással van a hőhatásövezet ausztenit arányára. A nagy hűtési sebesség ($dT_{12/8}=500^\circ\text{C/s}$) majdnem teljesen ferrites mikroszerkezetet eredményezett. A varratfém és a hőhatásövezet ausztenit aránya esetén ellentétes tendenciát figyeltek meg. A nagyobb ívenergia (ezáltal kisebb hűtési sebesség) a varratfémbe kisebb ausztenitarányt eredményezett. Ennek oka a nagyobb olvadásközpontok miatti nitrogénvesztés. Ezzel ellentétesen a hőhatásövezetben növekedett az ausztenit aránya, mivel a lassabb hűlés elegendő időt biztosított a nitrogén diffúziójához a szilárd állapotú ferrit-ausztenit fázisátalakulás során [30].

A kutatásokból levonható következtetés, hogy bár a védőgáz összetétele kiemelten fontos, a hőciklusok szabályozása hatékonyabb mód a duplex acélok megfelelő szövetszerkezetének eléréséhez.

A lézeres hegesztés szerepe az iparban folyamatosan növekszik. A technológiára jellemző kis hőbevitel és gyors hűtési sebesség, amelyek általában előnynek tekinthetők, a duplex acélok esetén hátrányosak lehetnek, mivel a ferritfázis arányát növelik a varratfémbe és a hőhatásövezetben egyaránt, ezzel pedig rontják a korrózióállóságot és a szívósságot. Lézeres hegesztés esetén tehát a túlzott ferritarány jelent problémát. A hőbevitel lézeres hegesztés esetén főként a következőktől függ: lézer teljesítménye, hegesztési sebesség, abszorpció. A teljesítmény növelésével nő, a sebesség növelésével csökken a hőbevitel. Az abszorpció a hegesztett anyaggal és a lézerfény hullámhosszával áll összefüggésben. A lézerfény fókuszpontjának változtatásával szabályozható a hőbevitel, illetve kiegészítő anyagok felhasználásával (pl. fedőpor) ez szintén lehetséges. Dr. Fábián Enikő Réka és Dr. Dobránszky János az ATT munkatársai kutatásukban lézeres hegesztés hatását vizsgálták a mikroszerkezetre, amire a fent említett kiegészítő anyagoknak jelentős befolyása van [18].

4.3. Additív gyártás technológiák

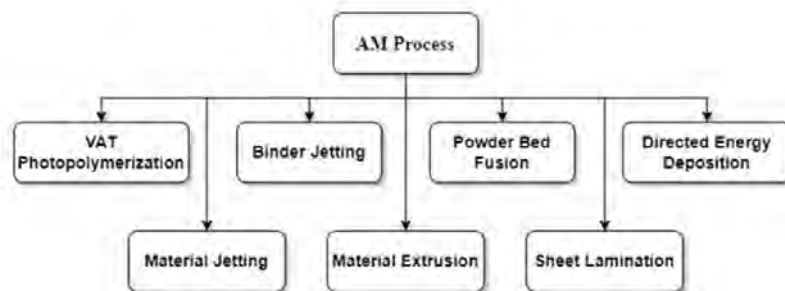
Az additív gyártás (Additive Manufacturing-AM) az ISO52900:2021 szabvány szerint [8] olyan gyártási folyamat, amelynek során 3D-s modell alapján, rétegről rétegre építenek fel egy testet, vagy alkatrészt, szemben a hagyományos, kivonó gyártási eljárásokkal (pl. forgácsolás, marás). Az additív gyártás egyik legnagyobb előnye a tervezési szabadság és rugalmasság. Más gyártási eljárásokkal kivitelezhetetlen, „bennszülött” alkatrészek is tervezhetőek, gyárthatóak. Mivel az alkatrészek rétegről rétegre – eljárástól függően – nagy pontossággal készülnek, ezért a szükséges utómunka és ezzel a hulladék mennyisége minimalizálható. Mindezek okán a

gyártási idő, valamint a költségek jelentősen csökkenthetők. Az additív gyártási eljárásoknak számos előnyük mellett megvannak a korlátjaik is. Bár speciális szerszámokat nem igényelnek, a berendezéseik (pl. fém nyomtatók) jelentős összegbe kerülnek. A gyártandó alkatrészek méreteinek határt szab maga a berendezés, így nagy, akár több méteres alkatrészek gyártására ezek az eljárások még nem alkalmasak.

Napjainkban egyre jelentősebb szerep jut az additív gyártási eljárásoknak és az ipari termelésnek is egyre nagyobb szeletét alkotják. Ennek okán nemcsak fejlődnek a különféle eljárások, hanem az igényeknek megfelelően újabb és újabb eljárásokat fejlesztenek ki. Az első additív gyártási módszereknek papír volt az alapanyaga, lényegében a lapok egymásra ragasztásával állították elő a terméket. Az áttörés a műanyag alapanyagok használatával történt.

Az iparág legmeghatározóbb eljárásai jelenleg is polimer alapanyagúak. Később ahogy az iparág fejlődött, más anyagok (kerámiák, fémek, kompozitok) is alkalmazásra kerültek. A fém alapú additív gyártási eljárások (Metal Additive Manufacturing - MAM) jelenleg talán a legtöbbet kutatott terület az ágazaton belül. Az MAM legfőbb kutatási területei jelenleg a repülőgépipar és az orvostudomány. Továbbiakban a fém alapú additív gyártási eljárásokkal foglalkozom, a polimer alapú eljárásokat a dolgozat témája nem érinti.

Az AM eljárásokat 7 csoportra szokták osztani, amelyek közül a porágyfúziós eljárás (Powder Bed Fusion – PBF) az irányított energiával végzett felépítés (directed energy deposition – DED) valamint a Binder Jetting (BJ) eljárás a legelterjedtebb fémalkatrészek gyártása esetén.



2. ábra. AM eljárások csoportosítása [28]

A DED eljárás során lézer, elektronsugár, vagy elektromos ív segítségével olvasztják meg helyileg az anyagot. Az olvadékmedencébe az eredetileg por vagy huzal formátumú alapanyag rétegről rétegre épül be. Az energiasugár és a felépülő alkatrész mozgatása robotosított [36].

A PBF technológia során, a gép a platformon pl. henger segítségével egy vékony porréteget osztal el. Ezt követően általában fókuszált lézer (L-PBF) vagy elektronsugárral, szelektíven olvasztják össze a réteget. A berendezés kamrájában védőgáz, vagy vákuum található. A PBF méretpontosabb technológia a DED-nél, köszönhetően a kisebb területre fókuszált sugárnak, valamint a finomabb pornak. Az eljárás emellett nagyobb geometriai/tervezési szabadságot nyújt, mivel bonyolultabb szerkezetek akár támasz nélkül is gyárthatóak. A technológia korlátja azonban a berendezés maga, mivel a kamra megszabja a maximális gyártható méretet, emellett a gyártási idő hosszabb, mint a DED esetén. Mindezekből következik, hogy a DED technológia alkalmasabb nagyobb méretű alkatrészek gyártására. Mindkét eljárás -megfelelő paraméterekkel- alkalmas, a hagyományos gyártási eljárásoknak megfelelő mechanikai tulajdonságokkal rendelkező alkatrészek előállítására.

A BJ technológia során a porágyra vékony rétegben kötőanyagot permeteznek, így az

összetapadt porrétegek alkotják a szerkezetet. Az eljárás nem jár az alapanyag megolvadásával és nem történik fázisátalakulás sem. Ebből következik a technológia hátránya is: az alkatrész relatív sűrűsége kicsi, a mechanikai tulajdonságai pedig a korábban említett eljárásokhoz képest gyengék.

Az alkatrészek tulajdonságai, minősége nagy mértékben függenek a mikroszerkezeti változásoktól. A mikroszerkezetet pedig az alapanyag mellett főként az energiabevitel határozza meg. A bevitt energia jellemzésére több mutatót is használnak, hegesztési technológiák esetén a fajlagos hőbevitel a legelterjedtebb:

$$Q = \eta \frac{UI}{v} 10^{-3}$$

Ahol:

Q: fajlagos hőbevitel (kJ/mm)

η : hatásfok (-)

U: feszültség (V)

I: áramerősség (A)

v: hegesztési(szkennelési) sebesség (mm/s)

A fenti technológiákat hőbevitel szempontjából rangsorolva az ívalapú DED eljárások állnak az élen, ezt követően a lézer alapú DED-ek, végül a L-PBF technológia. Ennek megfelelően a hűtési sebesség pont fordított. Az L-PBF eljárás során a hőbevitel akár két nagyságrenddel is kisebb lehet, mint a DED esetén

4.4. Duplex acélok additív gyártása

A duplex acélok additív gyártási lehetőségeinek kutatása az utóbbi pár évben kezdődött és főként az egyes eljárások szabványosítása szempontjából még számos kérdés/probléma merül fel. Napjainkban duplexek additív gyártására három eljárás terjedt el: Egy lézer alapú DED eljárás a LMD (Laser Metal Deposition); az L-PBF másnéven SLM (Selective Laser Melting) valamint a huzlelektrodás védőgázos ívhegesztéssel történő additív gyártás (Wire Arc Additive Manufacturing- WAAM), amely egy ív alapú DED eljárás.

Az LMD technológia legfontosabb paraméterei a lézer teljesítménye (P), a fókuszált lézersugár átmérője (dL) a huzal vagy por adagolási sebesség (Vf) és a hegesztési sebesség (Vs). A huzal, mint hegesztőanyag mellett szól az alacsony ár, a könnyű beszerezhetőség és a közel 100%-os felhasználhatósági arány. A lézer energiájának azonban tömör huzalon keresztül kicsi az elnyelődése, így a hatásfok kisebb, mint por formátumú hegesztőanyag használata esetén, emellett pedig az anyagátvitel stabilitás terén elmarad a WAAM eljárástól.[22] A nagyobb energia-bevitel és olvadék medence bár növeli a gyártási folyamat stabilitását, a felületi érdesség romlik és több utómunka szükséges. A por hegesztőanyag méretpontosabb gyártást tesz lehetővé, azonban a lerakási sebesség és a por felhasználhatósági aránya elmarad a huzal alapú gyártástól.

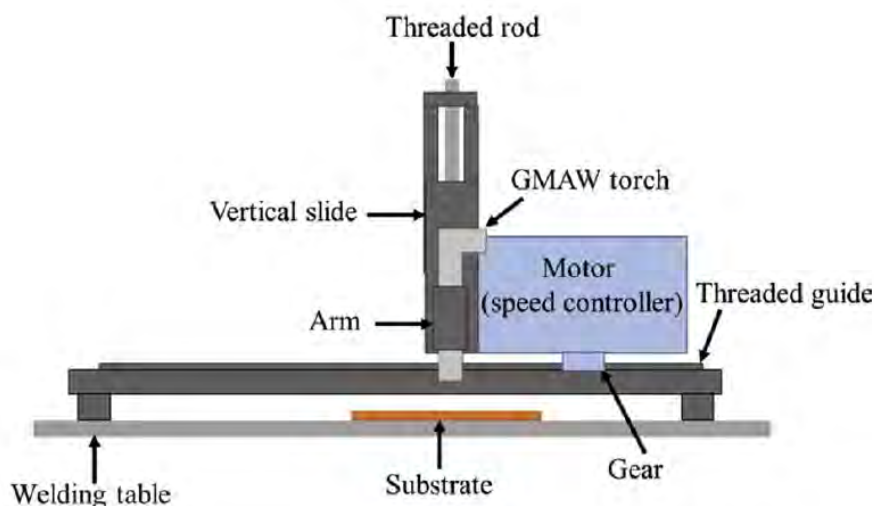
Az SLM esetén a LMD technológiához képest fontos paraméter a porréteg vastagsága (Ds) és a berendezés kamrájának mérete (Hs) A lézer jóval fókuszáltabb, a porszemcsék mérete és a rétegvastagság pedig kisebb, mint az LMD eljárás esetén. Az alkalmazott hegesztőanyagnak köszönhetően a technológia költséges, azonban kisebb méretű és bonyolultabb geometriával rendelkező alkatrészek előállítására ideális. A kis hőbevitel és a gyors hűtési sebességnek köszönhetően jellemzően alacsony az ausztenit aránya. A technológiára

jellemző nagy energiasűrűségű lézersugár képes elpárologtatni a fém alapanyagot, ami nemcsak anyagvesztéssel jár, hanem a „fém füst” jelentősen befolyásolhatja a gyártás stabilitását. A por alapanyag miatt az alkatrészek relatív sűrűsége kisebb, mint például a WAAM technológia esetén. A porózusság jelentős probléma, amit csak a paraméterek pontos beállításával és megfelelő alapanyag választással lehet elkerülni [36, 28].

A WAAM technológián belül megkülönböztetünk plazmaíves hegesztést (PA) valamint inert védőgáz, volfrámelektrodás (GTA) és fogyóelektrodás védőgáz (GMA) ívhegesztést. A hőforrások jellemzően robotkarok segítségével mozognak, a huzaladagolás szintén automata. A technológia legfontosabb paraméterei a hegesztési áram (A), a hegesztési feszültség (U) a huzaladagolási sebesség (Vf) és a hegesztési sebesség (Vs). A három technológia közül a WAAM esetén a legnagyobb a hőbevitel. Ennek és az alkalmazott huzalátmérőnek köszönhetően az eljárás a porágyas technológiák méretpontosságától elmarad, valamint a felületi érdesség is jellemzően nagyobb. A nagy hőbevitel miatt a hőhatásövezetben jellemző a szemcsedurvulás, valamint a maradó feszültség és a deformáció mértéke is jelentős lehet. Azonban az elérhető lerakási sebesség és ezzel együtt a gyártási sebesség nagy, így produktivitás terén ez az eljárás kiemelkedő. Emellett pedig viszonylag olcsó, főként a por alapanyagútechnológiákhoz képest. A fent említett okok miatt a gyártást általában utómegmunkálás és hőkezelés követi. Az LMD eljáráshoz hasonlóan nyitott térben történik a gyártás, lokális védőgáz alkalmazásával. Leginkább nagy méretű, egyszerűbb geometriájú alkatrészeket állítanak elő WAAM segítségével. A nagy hőbevitel miatt az ezzel a technológiával előállított alkatrészek jellemzően nagyobb ausztenit tartalommal rendelkeznek, valamint nem kívánatos másodlagos fázisok (pl. szekunder ausztenit) is előfordulhatnak. A kialakuló mikroszerkezet befolyásolható a hőbevitel és a rétegek közötti hőmérséklet szabályozásával [36, 28].

4.5. Korábbi kutatások eredményei, tapasztalatai

Hejripour és társai [19] 2209-es duplex acélból, WAAM technológiával készítettek két próbatestet: egy falat és es csövet. Létrehozták a próbatestek komplex 3D-s termikus modelljeit, amit összevetettek a termoelemek segítségével figyelt valódi hőmérsékleti adatokkal. Vizsgálták a hűtési sebesség és a kialakuló fázisok közötti összefüggést, valamint mechanikai tulajdonságokat, többek között a keménységet is. A gyártást egy félig automatizált GMAW (Gas Metal Arc Welding) gységgel végezték. A berendezés vázlata 3. ábrán látható.



3. ábra. A kísérlet elrendezése [19]

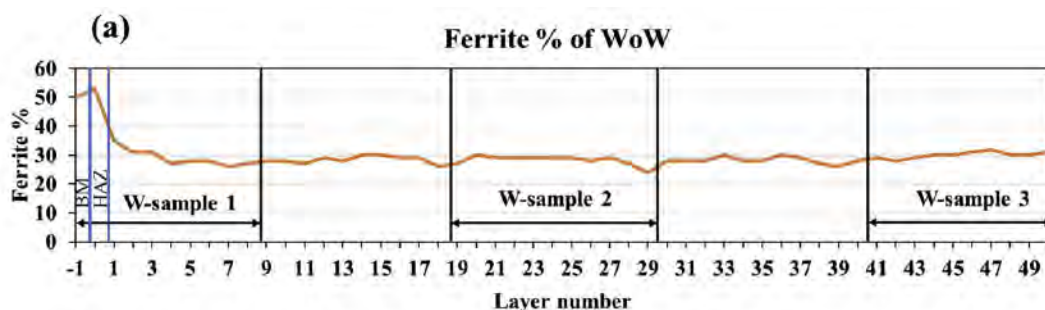
A huzalátmérő 0,9 mm volt, védőgázként tiszta argont használtak. A gyártott fal 50 rétegből állt, mérete 203x127x5mm lett. A gyártás további paraméterei a 1. táblázatban találhatóak

Áramerősség (A)	Feszültség (V)	Hegesztési sebesség (mm/s)	Huzalelőtolás (mm/s)
155	25	12	147

1. táblázat. Hegesztési paraméterek

Fontos kiemelni, hogy a cikk írói a rétegek lerakása között nem tartottak szünetet, így a rétegek közötti hőmérséklet folyamatosan növekedett. A hőmérséklet növekedésének kontrollálása érdekében mindkét gyártási folyamat esetén a harmadik rétegtől csökkentették a hegesztési sebességet.

A mikroszerkezeti és keménységvizsgálatokhoz a falból a magasság mentén három próbatestet munkáltak ki, a legelső próbatest az alaplapot is tartalmazta. Mivel a falat egy 2205-ös alapanyagú lapra építették, így mikroszerkezeti vizsgálatok során elkülöníthető volt az alapfém (BM - Base Metal), a hőhatás övezet (HAZ - Heat Affected Zone) és a varratfém (WM - Weld Metal).



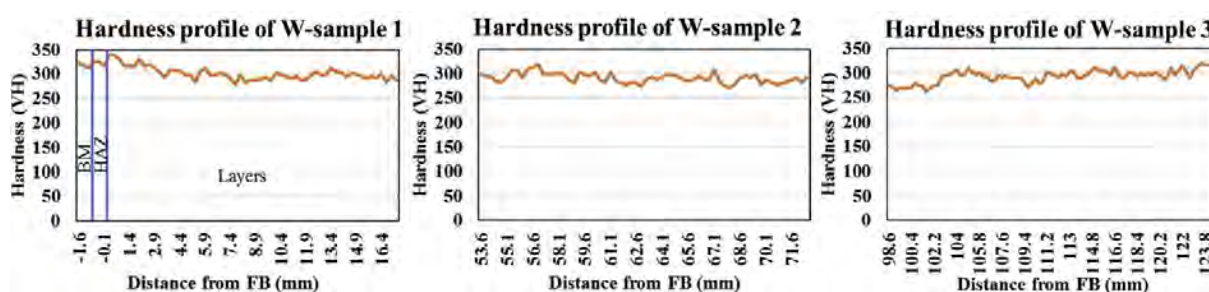
4. ábra. Ferritarányok a fal magassága mentén [19]

Az 4. ábrán látható, hogy alapfémekben az eredeti 50-50%-os ferri-ausztenit arány megmaradt. A cikk írói a hőhatásövezetben látható ferrittartalom növekedést a nagy hőbevitelnek és az

alaplap hőelvonásának köszönhető gyors hűtésnek tulajdonították. Még a hőhatásövezeten belül drasztikusan csökken a ferrit aránya, a cikk ezt nem magyarázza. Azonban a gyártás során ahogy az első pár réteget felrakták az alaplemezre - ezzel újrahevítve azt – a hőmérséklet elérte az ausztenit kialakulásához szükséges tartományt. Ennek és az egyre lassuló hűlésnek köszönhetően csökken a ferrit mennyisége, egészen a felső rétegekig. A lefelső rétegek kevesebbszer hevülnek fel, a hűlés gyorsabb, ezzel magyarázható a ferrittartalom minimális növekedése.

Az optikai mikroszkópos (OM) és pásztázó elektronmikroszkópos (SEM) vizsgálatok során másodlagos fázisok (pl. szigma fázis) jelenlétét nem mutatták ki. A gyártást követően a mintadarabok levegőn hűltek, ami lassú hűtésnek számít. Kim és társai [21] szerint a szigma fázis maximum 2°C/min hűtési sebességnél alakulhat ki, azonban a gyártás során a szimuláció szerinti és a mért hűlési sebesség minimum 5°C/min volt.

A mikrokeménység értékeken látható, hogy a nagyobb ferritaránnyal rendelkező alapfém, hőhatásövezet, a legalsó és a legfelső rétegek nagyobb keménységgel rendelkeznek. A keménység értékek a gyártott fal esetén a 5. ábrán láthatóak.



5. ábra. Mikrokeménység értékek a fal magassága mentén [19]

A cikk írói nano-keménység mérést is végeztek 3000 μN terheléssel és 10s terhelési idővel. A mérés igazolta, hogy a ferrit és ausztenit fázisok között jelentős keménység különbség van, illetve, hogy a szekunder ausztenit rontja a szilárdság értékeit. A ferritet átlagosan 3,7GPa-nak, az ausztenitet 3,1GPa-nak, míg a szekunder ausztenit fázist 2,4 GPa-nak mérték.

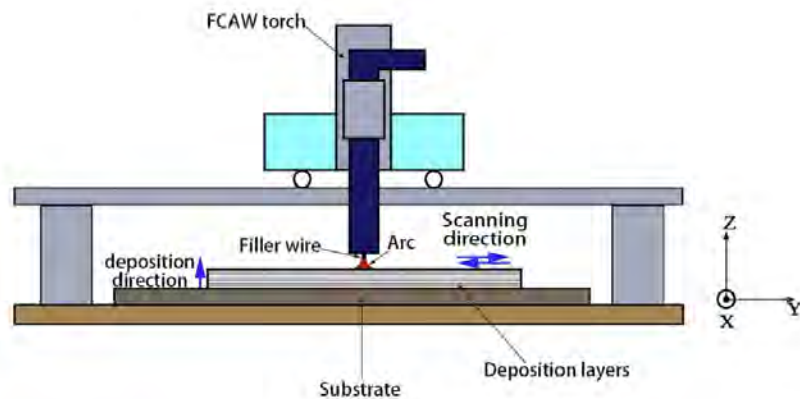
A hőciklusok és a hűtési sebesség jelentős hatással voltak a ferrit/ausztenit fázisegyensúlyra. Mivel alapanyag ferrittartalmát az alkatrészek nem érték el, így a keménység értékek is elmaradtak az alapanyagétól. A ferritfázis nano-keménység értékei nagyobbak voltak, mint az ausztenit fázisé. A nagy hűtési sebesség megakadályozta az intermetallikus fázisok (pl. szigma fázis) kialakulását.

Zhang és társai [38] WAAM gyártott duplex acél falból kimunkált próbatestek utólagos hőkezelésével igyekeztek elérni a kiegyensúlyozott fázistarányt, valamint javítani a lyukkorrózió-állóságot a szekunder ausztenit arányának csökkentésével. A gyártás során porbeles ívhegesztő eljárást (FCAW - Flux Cored Arc Welding) alkalmaztak. A töltőanyag E2209T0-4/1jelű, porbeles huzal volt. A hegesztési paraméterek a 2. táblázatban találhatóak.

Áramerősség (A)	Feszültség (V)	Hegesztési sebesség (mm/s)	Védőgáz (CO2) mennyiség (l/min)	Rétegek közötti hőmérséklet (°C)
187	25	4,7	15	<150

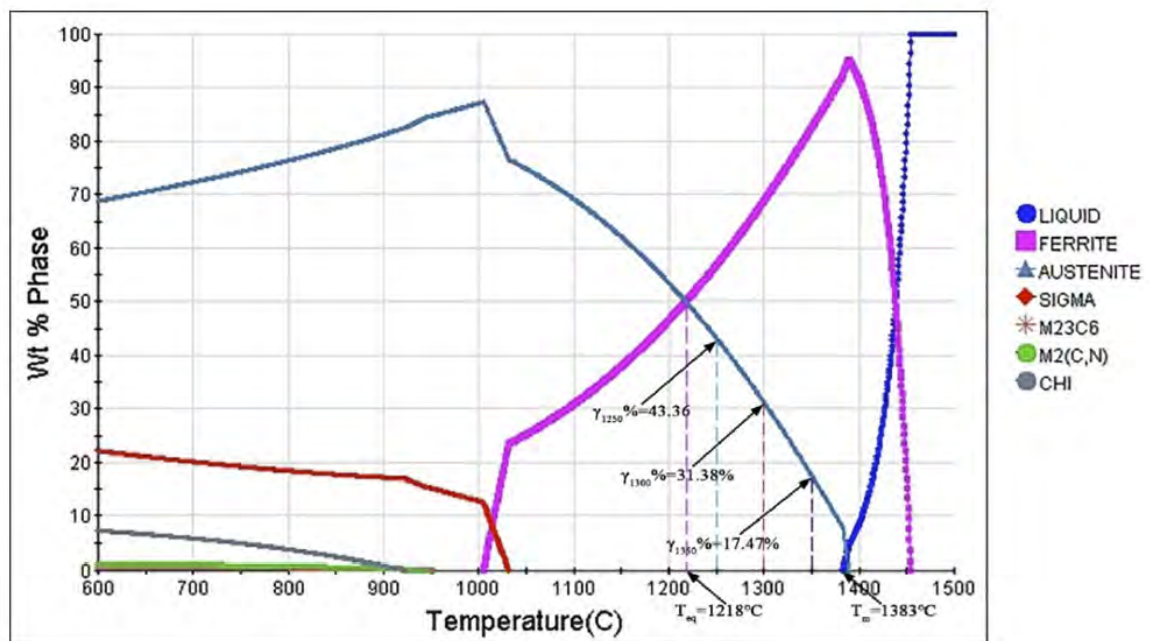
2. táblázat. Hegesztési paraméterek

A kísérleti elrendezés a 6. ábrán látható.



6. ábra. A kísérlet elrendezése[38]

A hőkezelési hőmérsékleteket az E2209T0-4/1 egyensúlyi fázisátalakulási diagramja alapján határozták meg.



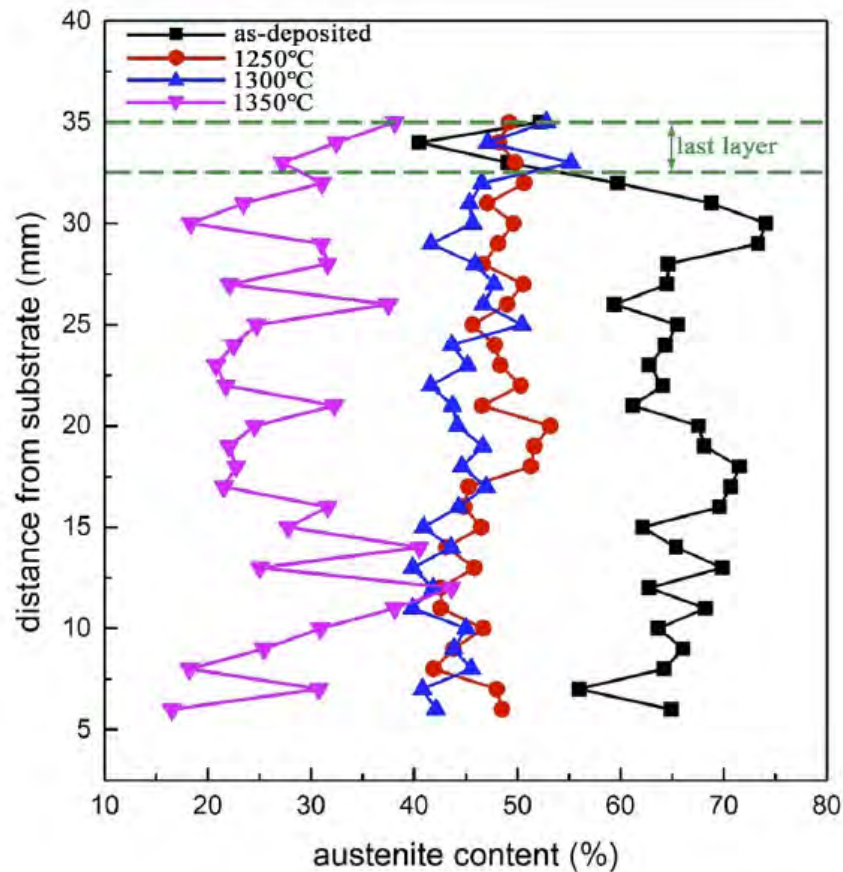
7. ábra. Az egyensúlyi fázisátalakulási diagram[38]

A diagramon látható, hogy a kiegyensúlyozott fázisarány elméletben 1218°C-nál érhető el, a hegesztőanyag olvadáspontja pedig 1383°C. Ezekből következik, hogy a gyakorlatban a hőkezelés hőmérsékletét a két érték közé kell beállítani. A próbatesteket 1250°C-on, 1300°C-on és 1350°C-on hőkezelték, majd vízben hűtötték. A mikroszerkezetet OM és SEM segítségével vizsgálták.

A mikroszerkezeti vizsgálatok során találtak szekunder ausztenitet, amelynek mérete lényegesen kisebb volt, mint a primer ausztenité. A hőkezelések utáni vizsgálatok nem mutattak ki szekunder ausztenitet. E. Westin [34] megállapította, hogy a szekunder ausztenit alacsonyabb

hőmérsékleten alul ki, mint a primer. A cikk szerzői szerint hőkezelés során a szekunder ausztenit - ferrit átalakulás előbb jött létre, mint a primer ausztenit - ferrit átalakulás. Ennek köszönhetően pedig az összes szekunder ausztenit (γ_2) feloldódott a ferrit fázisban.

Megfigyelték, hogy a hőkezelés hőmérsékletének növelésével csökkent az ausztenit aránya. A gyártás utáni állapot és a hőkezelt minták ausztenit tartalma a 8. ábrán látható.



8. ábra. Az ausztenitfázis aránya[38]

Más kísérletekhez hasonlóan itt is látható, hogy az ausztenit aránya csökken a legfelső rétegekben a kevesebb újrahevítés miatt.

5. Kísérlet

5.1. Kísérleti terv

A gyártás során WAAM technológiával hegesztő robotkar segítségével tervezek egy próbatestet, falat készíteni. A fal 34 rétegből, rétegenként 5 sorból fog állni, alapnak egy szénacél lap szolgál. Előzetes tapasztalatok, korábbi gyártások alapján a kész munkadarab körülbelül 220 mm hosszú, 75 mm magas 17 mm széles lesz a felhasznált 1,2 mm átmérőjű huzallal hegesztve. A korábbi kísérletekhez képest lényegi eltérés a rétegek közötti hőmérsékletben mutatkozik, melyet jelen esetben 25 °C-ben (szobahőmérséklet felső határa) határoztam meg. Minden réteg elkészülte után megvárom, míg levegőn hűlve eléri a kívánt hőmérsékletet, újabb réteg csak ezt követően kerül fel. A változást hőmérő segítségével követem nyomon.

A gyártást követően a falból mintadarabokat vágok ki, ezeknek pontos méretét és elhelyezkedését vágási tervben rögzítem. A vágási tervet az elkészült fal tényleges méretei alapján, a gyártás befejeztével véglegesítem. A mintadarabokat ezután elő kell készíteni a vizsgálatokra. A kiértékelhető mikroszkópi felvételekhez karcmentes, tükrös felület szükségeltetik, ezt először több lépcsőben egyre finomabb csiszolópapírokat használva, majd gyémántpasztával polírozva érem el. A felületet ezután maratni kell, hogy a felvételeken a szemcsehatárok, fázisok láthatóvá váljanak.

Következő lépésben az előkészített mintákról fém- és sztereomikroszkópi felvételeket készítek. A fémmikroszkópi felvételeken azonosítom az előforduló fázisokat és gyártás, illetve hőkezelés során bekövetkezett szövetszerkezeti változásokat. Képelemző szoftver segítségével meghatározom a ferrit-ausztenit fázisarányt. A sztereomikroszkópi felvételek elsősorban a kisebb nagyítás miatt fontosak, ezeken látszik a teljes minta. Ezekre a felvételekre helyezett koordináta-rendszer és felosztás alapján lehet beazonosítani a nagyobb nagyítású fémmikroszkópi képek pontos helyét a mintán.

A ferritarányt továbbá ferritszkóp segítségével is meghatározom, majd az eredményeket összehasonlítom a képi kiértékelés/szoftveres fázisarány meghatározás eredményeivel. Továbbá a mintákon Vickers keménységet is mérek, az így kapott adatok szintén összevethetőek a fázisarányokkal.

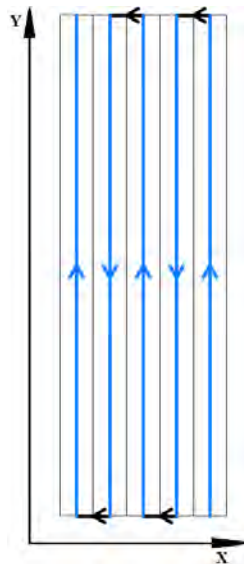
Eddigiekben kizárólag a már említett gyártás során létrehozott falból kimunkált mintadarabokról esett szó, azonban egy korábbi gyártás eredményeként egy további mintát is vizsgálok. A minta gyártási paraméterei a rétegek közötti hőmérsékletet leszámítva (mely ez esetben 150 °C volt) megegyeznek a már említett gyártás paramétereivel. A korábbi gyártásból származó minta eredeti, falon belüli elhelyezkedése nem ismert. Megkülönböztetésként a korábbi gyártást 1-es gyártásnak, a fentiekben részletesen ismertetett gyártást pedig 2-es gyártásnak nevezem. Az 1-es gyártásból származó mintát először négy felé vágom, majd a már korábban említett előkészítési lépéseket és a felvételek készítését követően a 2-es gyártású mintákkal együtt hőkezelésnek vetem alá.

A hőkezelés során az 1-es és 2-es gyártású minták egyszerre kerülnek a hőkezelő kemencébe, ahol állandó hőmérsékleten egy órát töltenek, majd eltérő sebességgel lesznek hűtve. A négy 1-es gyártású minta egyenként vízben, olajban, levegőn és kemencében hűtve éri el a szobahőmérsékletet, míg a 2-es gyártású minták vízben lesznek hűtve. Ennek oka, hogy minél hosszabb ideig van az anyag az ausztenit képződés hőmérséklet tartományában (1350 °C - 650 °C), annál kisebb lesz a ferritarány [35, 39]. Ezt kiküszöbölendő a lehető leggyorsabb hűtést fogok alkalmazni, azaz vízben hűtöm a mintát. A hőkezelést követően a minták újra átesnek az előkészítési szakaszokon, majd az újabb felvételek készítése ad lehetőséget a szövetszerkezeti

változások nyomon követésére. Mindezek után kerülnek a minták újabb hőkezelésre, immáron magasabb hőmérsékleten. Az első hőkezelés 1120°C-on történik, majd 1220°C-ra emeljük a hőmérsékletet, végül a kemence maximális hőmérsékletét megközelítve 1270°C-on zárjuk a kísérletsorozatot.

5.2. Gyártás

A gyártás során WAAM technológiával, hegesztő robotkar segítségével 36 réteg, rétegenként 5 sor lerakásával falat gyártottunk. Huzalanyagunk 1,2 mm-es átmérőjű, ER2209 jelű huzalt használtunk, amelynek a gyártó által megadott összetétele a 3. táblázatban található. Alapnak egy szénacél lap szolgált. Az eredeti 34 réteges tervhez még két réteget hozzáadtunk, elhasználva a maradék huzalanyagot. Egy lerakott varrat szélessége körülbelül 6 mm volt, a varratoksorok között 3 mm-es átfedéssel dolgoztunk. A gyártás során kiderült, hogy részben az átfedések miatt a sorok nem azonos magasságúak lesznek, a két szélső sor alacsonyabb, a fal púposodik. Ennek okán 4 rétegenként a fal mindkét oldalára egy-egy töltősort hegesztettünk. A gyártáshoz Yaskawa Motoman MA1400 típusú robotkart és Lincoln Power Wave i400 jelű áramforrást alkalmaztunk. Megjegyzendő, hogy a robotkar nem teljesen merev, kis kilengései hozzájárultak a fal egyenetlenségeinek és púposágának kialakulásához. A robotkart közvetett betanítással programoztuk. A rétegek közötti hőmérsékletet, az előzetes tervek alapján úgy határoztuk meg, hogy szobahőmérséklet, nagyjából 25 °C elérése után követi egyik réteg a másikat. Az egy rétegen belüli sorok lerakása között csak a programban meghatározott 10 másodperc telt el. A sorok lerakása közötti rövid idő miatt az egyes sorok újrakezelik egymást. Azonban a szobahőmérséklet elérése minden sor esetén túlságosan megnövelné a gyártási időt. A sorok lerakási iránya egy rétegben az 9. ábrán látszik.



9. ábra. Egy varratsor felhegesztésének sematikus ábrája

Az ábrán vastag vonallal a hegesztőpisztoly végének mozgása látható; kék színnel jelölve, ahol tényleges hegesztés történik. A program úgy lett megírva, hogy a robot a következő réteget azon a végen kezdje hegeszteni, ahol az előző réteget befejezte és ehhez a ponthoz képest X irányban 3 mm-es eltolást alkalmazzon, elkerülve, hogy a már kész varraton haladjon visszafelé. A rétegek között függőleges irányban 6 mm-es eltolást alkalmaztunk.

Elem	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Fe
(%)	0,02	0,5	1,5	23	8,5	3	0,15	balance

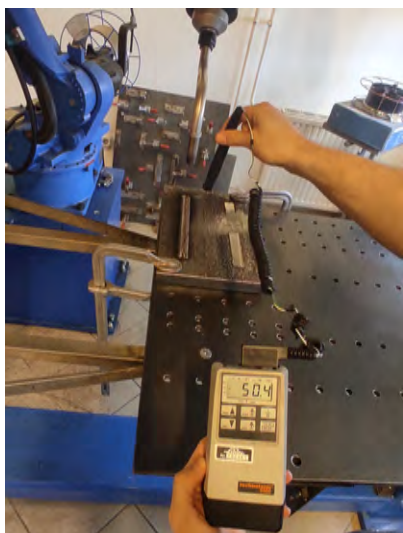
3. táblázat. ER2209 huzalanyag összetétele, gyártói műbizonylat alapján

Az egyes rétegek hőmérséklet-változását Testo Technoterm 9500 típusú tapintóhőmérővel követtük nyomon, amint a 10a. ábrán látható. Az alkalmazott védőgáz MSZ EN ISO 14175 [23] szabvány szerinti M12 típusú, Cronigon 2 márkanévű (2,5% CO_2 és 97,5%Ar) volt. Anyagátviteli módnak rövidzárlatos anyagátvitelt választottunk, az impulzusívvel szemben, ennek oka, hogy bár utóbbi stabilabb és kis fröcsköléssel jár [4, 22], tapasztalataink szerint az előbbivel egyenletesebb sorokat tudtunk húzni. A hegesztés további paramétereit a 4. táblázat tartalmazza.

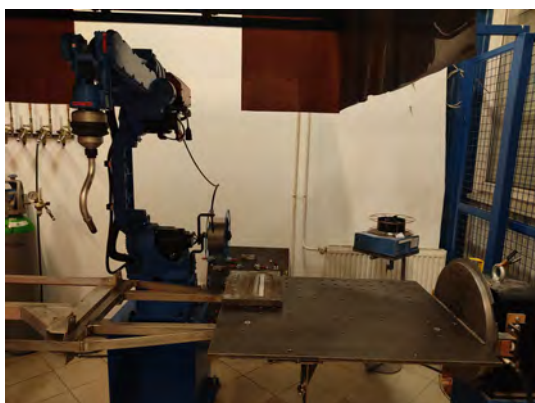
Feszültség (V)	Hegesztési sebesség (cm/perc)	Huzal-előtolás (m/perc)	Gáz-mennyiség (l/perc)	Áramátadó-felület távolság (mm)
19	50	3,8	15	10

4. táblázat. Hegesztési paraméterek

A hegesztő robotkar és környezete a 10b. ábrán látható. A 10c. ábrán a robotkar éppen befejezi egy réteg felhegesztését.



(a) Hőmérséklet mérése tapintó hőmérővel



(b) A hegesztőrobot és környezete



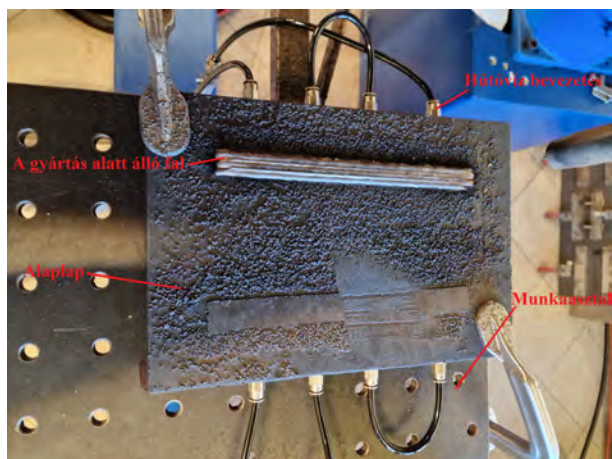
(c) A 2-es gyártású fal gyártás közben

10. ábra. A gyártás kezdete

A korábbi gyártások során azt tapasztaltuk, hogy a levegőn való hűtés és a szénacél alap hőelvonása nem elegendő, a hűlési idő rétegről rétegre emelkedik. A 4. réteg például több mint egy óra alatt érte el a szobahőmérsékletet. A gyártási idő extrém növekedése miatt, a 2-es gyártásnál úgy döntöttünk, hogy a szénacél alaplapot megfúrjuk és hűtőkört alakítunk ki. A hűtést egy CW-5200 ipari hűtőberendezéssel valósítottuk meg, amely az alaplapban keringtetett desztillált vizet jellemzően 19°C és 26°C között tartotta. A hűtőegység vezérlése a 11a. ábrán, az alaplapban kialakított hűtőkör pedig a 11b. ábrán látható, A hűtőkör beiktatása megnövelte az alaplap hőelvonó képességét, ezáltal jelentősen csökkent a gyártási idő. A az elkészült fal a 11c. ábrán látható.



(a) Hűtőegység vezérlése



(b) Alaplap hűtése



(c) Az elkészült 2-es gyártású fal

11. ábra. A hűtőrendszer és az elkészült fal



(a) A 2-es gyártású fal hossza



(b) A 2-es gyártású fal magassága



(c) A 2-es gyártású fal szélessége

12. ábra. Az 2-es gyártású fal méretei

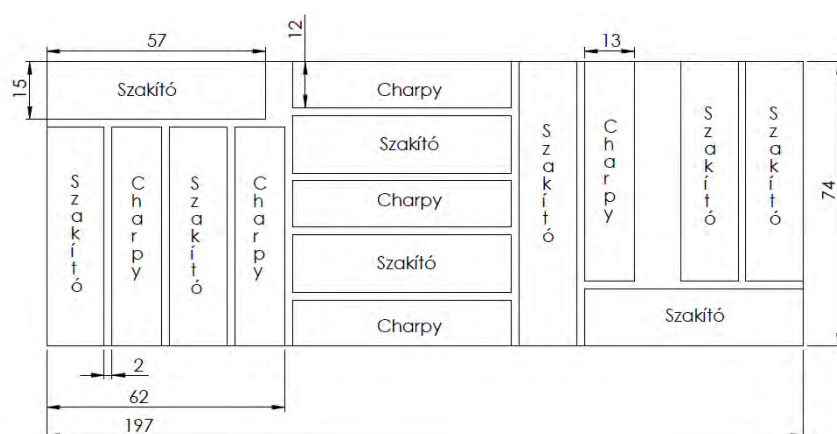
5.3. Minták előkészítése

A gyártás befejeztével az elkészült falat levágtuk az alaplapról. A fal két végéből egy-egy 15 mm-es darabot leválasztottunk. (Továbbiakban "e" jelű és "h" jelű minták) Ezen minták kerülnek a 2-es gyártású falból előkészítés és mérések után hőkezelésre. A minták a fal teljes magasságában lettek levágva, így alkalmasak a rétegenként eltérő hűlési sebesség miatti fázisarány-változás kimutatására. Ezután a fal szélei egyenletesre lettek munkálva. A lemunkálást követően a 14. ábrán szereplő vágási tervnek megfelelően feldaraboltuk a falat. Elsősorban Charpy és szakítópróbatetek még további, pontosabb megmunkálást igénylő darabjai kerültek kimunkálásra, illetve egyéb eltérő méretű minták is. Mindezen próbatetek jelen dolgozat tárgyán túlmutató, mechanikai, korróziós és további szövetszerkezeti

vizsgálatokra lettek kimunkálva.



13. ábra. A 2-es gyártású fal és a levágott "e" és "h" jelű minták



14. ábra. A WAAM próbatestből a mechanikai vizsgálatok számára kimunkálendő próbatestek vágási terve

A következő lépés a csiszolás, amelynek célja a vágás/ gyártás során keletkezett durva, mély karcok és hibák eltüntetése, valamint a polírozásra, mint végső fizika megmunkálásra való előkészítés. Csiszolás/polírozás előtt jellemzően a mintákat szokás beágyazni, a könnyebb kezelhetőség érdekében. Azonban az 2-es gyártású minták méretei (85 mm x 17 mm x 15 mm), illetve egyenetlenségei jelentősen megnehezítenék a beágyazást és a hőkezelést megelőző beágyazó anyagból való kibontást, mivel csak egyik oldaluk sík. Mindezek okán e két minta nem kerül beágyazásra. A csiszolást SiC szemcséjű, ISO 6344 jelölésrendszerű csiszolópapírokkal, végeztem. Minden mintát P80-as papírral kezdtem csiszolni, majd fokozatosan egyre finomabbat alkalmazva P180, P400, P600, P1000, P2500 végül P4000-el fejeztem be. A csiszolás végrehajtható lett volna kevesebb lépésből is, azonban tapasztalataim alapján a két egymást követő jelentősebb szemcseméret különbséggel történő csiszolás több időt vesz igénybe.

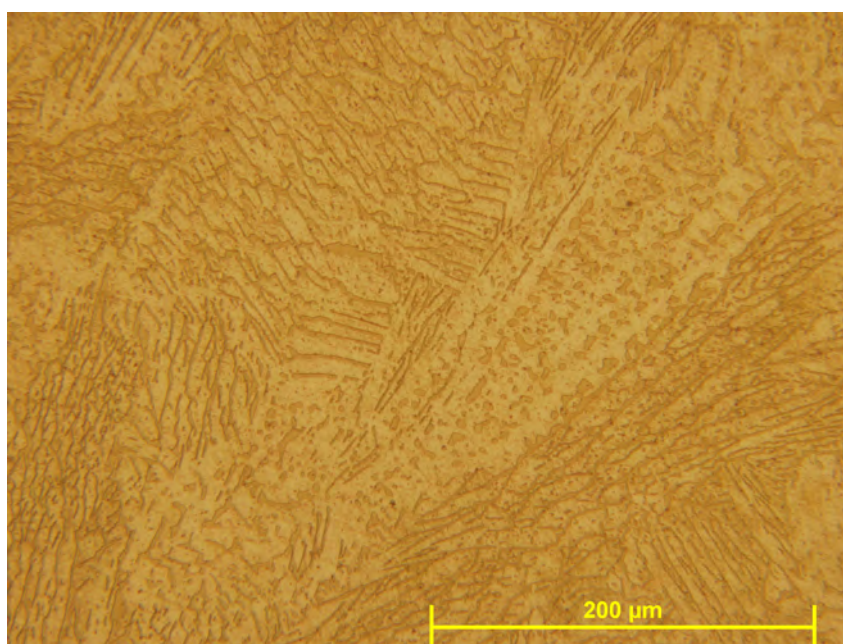
A polírozás 3, illetve 1 mikrométeres gyémántpaszta és a hozzájuk tartozó posztók segítségével, Buehler Alpha típusú gépen történt. A polírozás, mint előkészítési lépés feladata a maradék, még látható karcok eltüntetése, a minta tükrös felületének kialakítása.

Ahhoz, hogy a mikroszkópon értékelhető képet kapjunk, a mintákat megfelelő marószerszel maratni kell. Választásunk a Beraha II típusú marószersze esett, amelynek összetétele a 5 táblázatban látható. A Beraha II ideális duplex acélok vizsgálatához, mivel a ferrit fázist megszínezi, így a fázisarány könnyedén meghatározható. A marószerszen található kálium-metabiszulfid ($K_2S_2O_5$) reakcióba lép a sósavval (HCl). A reakció során kálium-klorid (KCl) és kén-dioxid (SO_2) keletkezik.[27] A kén-dioxid film réteget hoz létre a minta felszínén és sötétre színezi a ferrit fázist. Ennek oka, hogy a ferrit fázis kén oldhatósága jóval meghaladja az ausztenit fázisét.

Desztillált víz	$HCl(37\%)$	K_2SO_4
0,6 (l)	0,2 (l)	0,5 (g)

5. táblázat. Beraha II-es marószersze összetétele

A maratási idő rendkívül fontos. Gyengén mart mintánál a kontraszt nem elégséges a fázisarány meghatározáshoz, mint az a 15. ábrán is látható. Túlmart minta esetén pedig már elfeketedik a minta, így torz képet kapunk. Több próbamaratást elvégezve az ideális maratási időt 12 s-ben határoztam meg.



15. ábra. Alulmart minta, nem elégséges kontraszttal

A már említett 1-es gyártásból származó mintát 4 felé vágtam, majd a minták kis mérete miatt, a könnyebb kezelhetőség érdekében beágyaztam. A további előkészítési lépések megegyeznek a 2-es gyártás mintáinál ismertetett lépésekkel.

Az eredmények kiértékelése során felmerült, hogy a gyártáskor/hőkezeléskor kialakuló egyéb fázisok, főként a szigma fázis jelenlétét célszerű lenne mikroszkópi felvételeken is kimutatni, majd pedig keménységet mérni. Azonban a Beraha II-es marószerszel színezett mintákon a szigma fázis elkülönítése a ferrittől nehézkes, így más típusú marószersze alkalmazása szükséges.

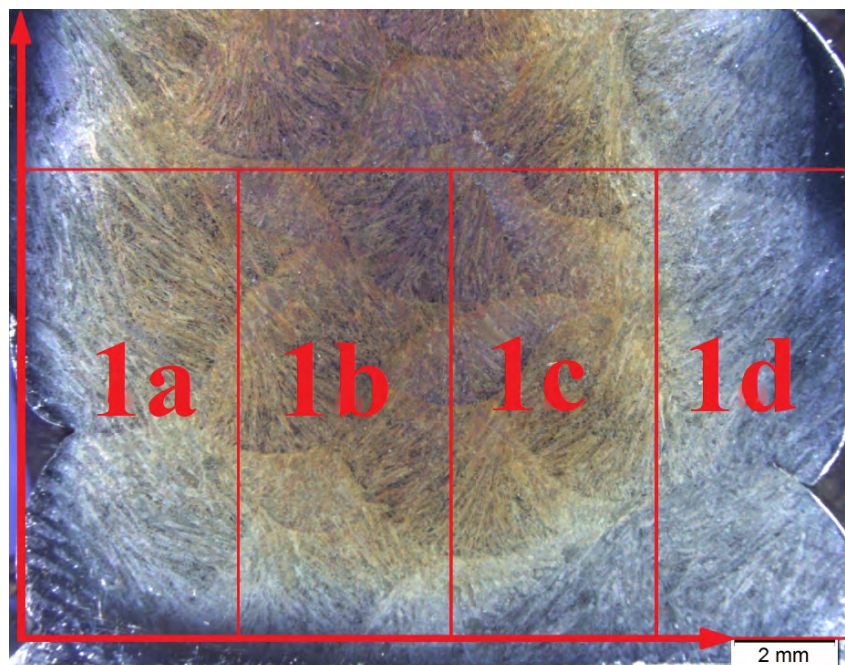
Korábbi kísérletek, publikációk [11] szerint az elektrokémiai maratás megfelel a célnak. A vizsgálandó mintát 12 %-os oxálsavban ($C_2H_2O_4$), 16V feszültség mellett marattam. A

maratási idő ekkor is kritikus. Első körben 10 s-t töltött a minta a savban feszültség és áram alatt, a maratási idő azonban soknak bizonyult, a sav nagyobb lukakat mart a mintába. Végül a mikroszkópi felvételek alapján a számomra ideális maratási időt 2 s-ben határoztam meg, mivel a cél a másodlagos fázisok láthatóvá tétele volt keménységméréshez.

5.4. Mérések végrehajtási módja

5.4.1. Mikroszkópi felvételek

A kiértékelést a sztereomikroszkópi felvételek elkészítésével kezdtem, a képeket egy Olympus SZX16 típusú mikroszkópon készítettem. A mikroszkóppal elérhető kis nagyítások lehetővé teszik, hogy a minta teljes szélességében látszódjék, így a képek alkalmasak koordináta-rendszer a felvételére, amely a 16. ábrán látható. A felvett koordináta-rendszer/felosztás segítségével a 2-es gyártású mintákról készült nagyobb nagyítású képek helyzete megállapítható a mintákon. A felosztást és ezzel együtt a sztereomikroszkópi felvételek készítését csak a 2-es gyártású minták esetén végeztem, mivel az 1-es gyártású minták mérete ezt nem indokolja.



16. ábra. Koordináta-rendszer és felosztás

A 16. ábrán látható, hogy a mintát szélességében négy egyenlő részre osztottam. A csiszolati felületen balról jobbra haladva a-tól d-ig jelöltem ezen területeket. Magasság mentén 5 részre osztottam a mintát, így 5 sorban 4 oszlopban, összesen 20 azonos méretű területet felvéve.

A felvételeken látszik a szövetszerkezet, ami a marószert által megszínezett ferritfázisnak köszönhető, illetve kivehetők a sorok és rétegek közötti határok. További, főként szövetszerkezeti elemzésre nagyobb nagyítású képek szükségesek.

Olympus PMG-3 típusú fémmikroszkóppal a már említett felosztás alapján mintánként 5 sor 4 oszlopban összesen 20-20 20x nagyítású felvételt készítettem, illetve ezt kiegészítettem soronként egy, 5x nagyítású képpel. További képek, esetleg ritkán előforduló, de könnyen azonosítható fázisokról például szekunder ausztenit szintén készültek. Ezen nagyobb nagyítású képek már alkalmasak fázisarány vagy átlagos szemcseméret meghatározásra.

A mintákról készült fémmikroszkópi felvételeket a következők szerint neveztem el:

1-es gyártású minták esetén: 1_x_y_z

1: 1-es gyártású minta jele.

x: A hőkezeltség állapot, lehet aswelded, azaz gyártás utáni állapot, illetve 1120, 1220, 1270 a hőkezelések hőmérséklete.

y: A minta sorszáma, lehet 1,2,3,4. Az 1-es minta minden esetben vízben, a 2-es olajban a 3-mas levegőn a 4-es pedig kemencében hűlt ki.

z: A felvételen mutatott terület elhelyezkedése a mintákon 1-es gyártású mintákat hosszirányuk mentán 3 területre bontottam. Az értékek lehetnek 1, 2, és 3.

Példa: 1_1120_3_3 Az 1-es gyártású minták közül az 1120 °C-os hőkezelést követően, levegőn hűtött minta. A felvétel a 3-mas területéről készült.

2-es gyártású minták esetén: 2_x_y_z

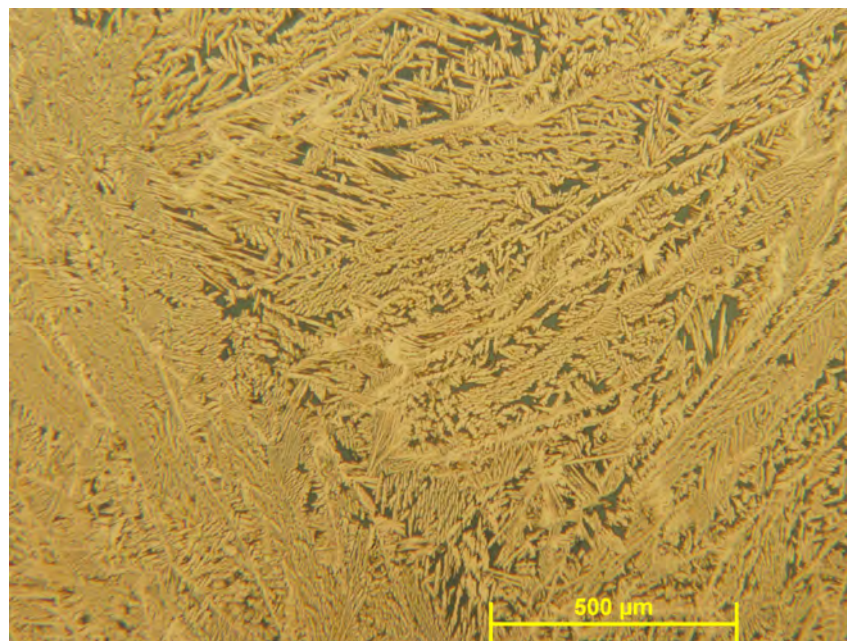
2: 2-es gyártás jele.

x: A hőkezeltségi állapot, lehet aswelded, azaz gyártás utáni hőkezeletlen állapot, illetve 1270, a hőkezelések hőmérséklete.

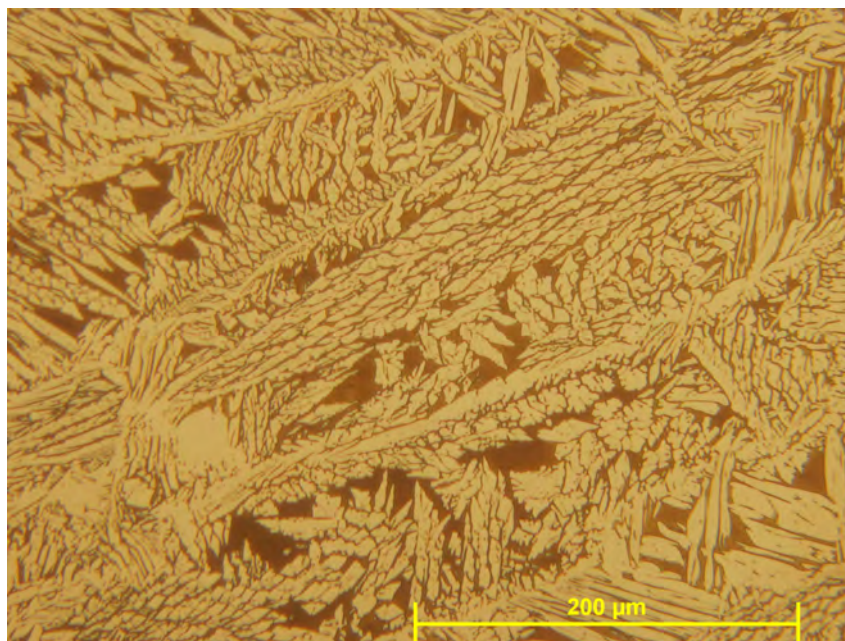
y: Az elkészült fal végeit levágva jött létre a két minta. Az egyiket "e" jelöléssel, a másikat "h" jelöléssel láttam el, így y értéke e kettő közül kerül ki.

z: A felvételen mutatott terület elhelyezkedése a mintákon A korábban meghatározott felosztást követve a sorokat 1-től 5-ig az oszlopokat a-tól d-ig jelölve.

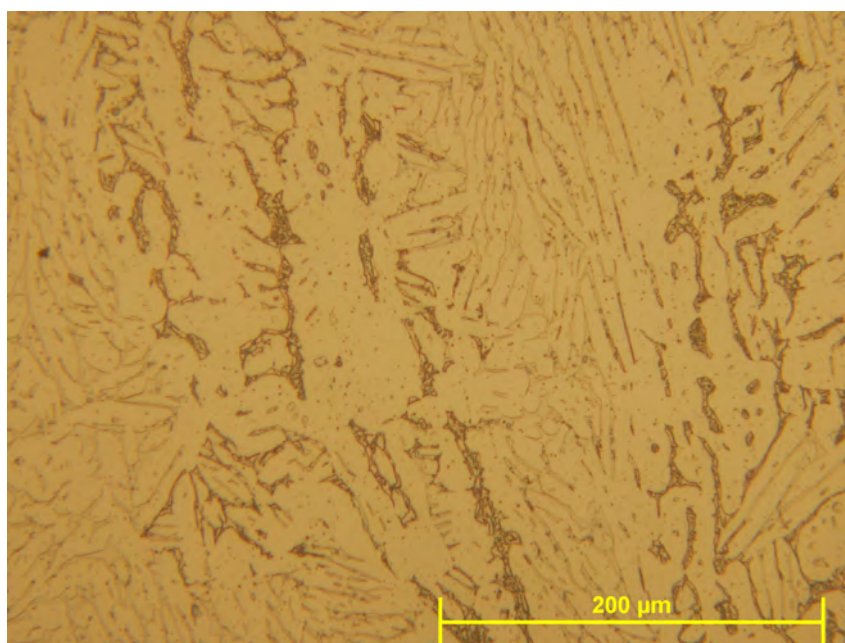
Példa: 2_aswelded_h_5a A 2-es gyártású, gyártás utáni állapotban lévők közül a "h" jelű minta. A felvétel az 5. sor a oszlopából származik.



17. ábra. 2_aswelded_e_3c minta Beraha II-vel marva, kisebbik nagyításon



18. ábra. 2_aswelded_e_2a minta Beraha II-essel marva, nagyobbik nagyításon



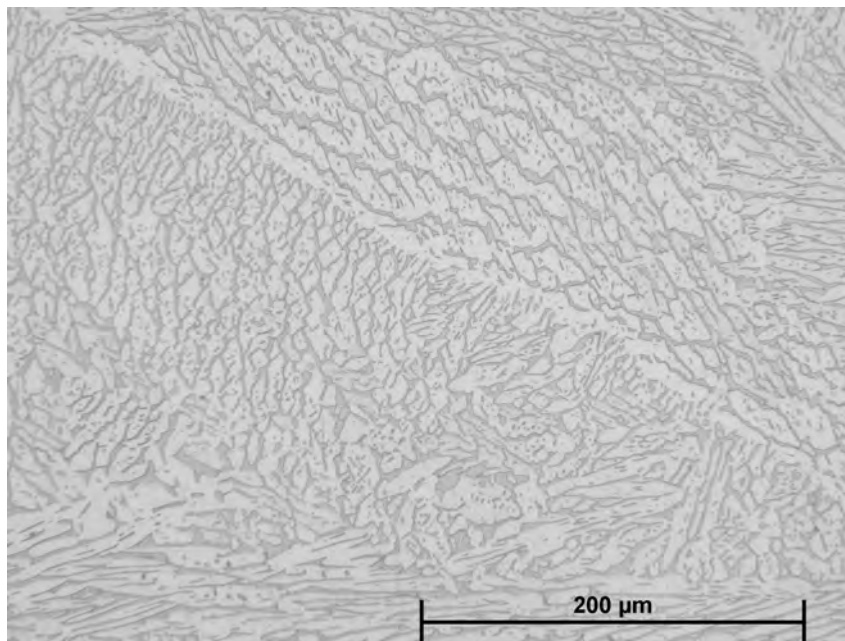
19. ábra. 1_1220_3_1 minta elektrolízises maratással előkészítve, nagyobbik nagyításon

5.4.2. Fázisarány meghatározás

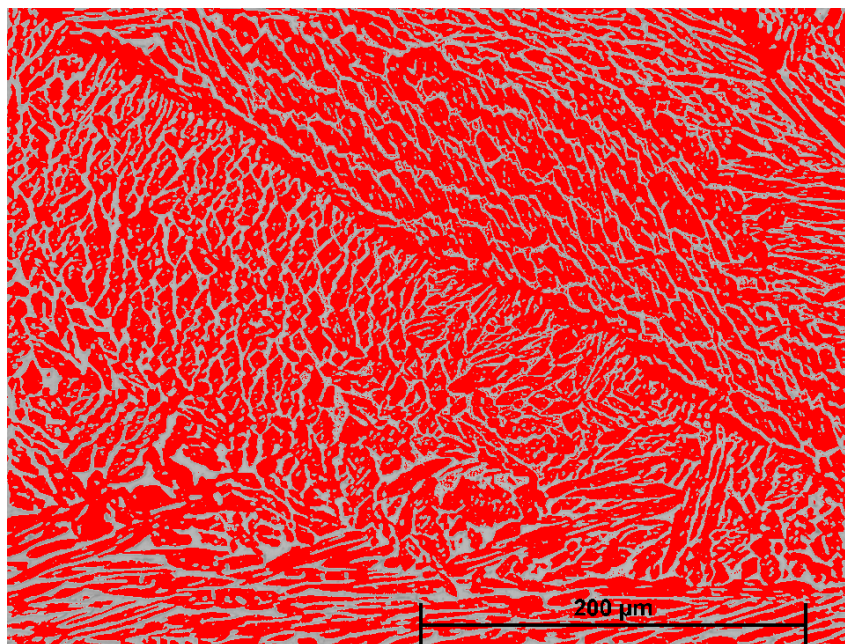
Az ausztenit és a sötétre színezett ferrit fázis aránya, főként a nagyobb kontraszttal rendelkező 20x nagyítású felvételeken képelemzéssel könnyedén megállapítható. Azonban fontos megemlíteni, hogy az általam alkalmazott Beraha II-es marószerszám a ferrit fázis mellett a másodlagos fázisokat szintén megszínezi, így megkülönböztetésük a ferrittől rendkívül nehézkes. Az ausztenit ellenben világos árnyalatú marad, ennek köszönhetően a módszer alkalmas e fázis arányának meghatározására.

A képelemzést a JMicroVision nevű szoftverrel végeztem. Első körben a fémmikroszkóppal

az eredeti felvételek szürkeárnyaltos másait készítettem el. Ezt követően a szoftver segítségével a képpontok intenzitása meghatározható, belőlük hisztogram készíthető. A küszöbértékek megadásával lehet beállítani, hogy milyen intenzitástartományban lévő képpontokat színezz a szoftver a beállított színre. A beállítás szerinti színezett terület arányát, esetemben az ausztenitét a szoftver kiszámolja. A módszer szubjektív része, hogy tőlünk függ, milyen intenzitástartományra mondjuk, hogy az megegyezik az egyik fázis arányával. A szoftver tartalmaz egy automata tartománybeállítást, ez azonban sok esetben hamis, mivel a kép szélei sötétebbek, éleltlenebbek a nem sík felület miatt. Az intenzitástartomány beállításakor minden esetben törekedtem rá, hogy a színezett terület a lehető legpontosabban illeszkedjék a világosabb, ausztenit fázishoz. A meghatározott ausztenit fázis arányából számoltam vissza a ferrit és másodlagos (pl. szigma, khi) fázisok együttes arányát.



20. ábra. 1_1120_1_1 minta szürke árnyalatú képe nagyobbik nagyításon

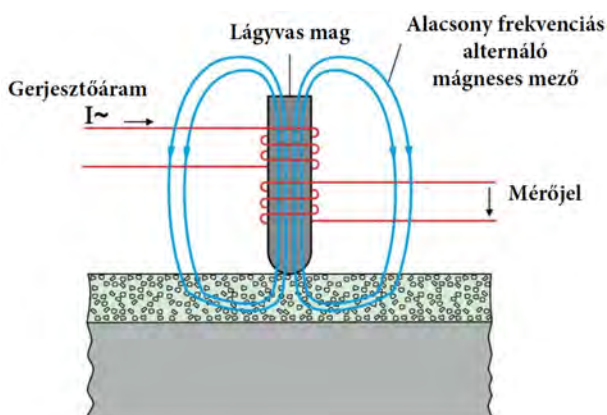


21. ábra. Fázisarány meghatározás JMicroVision képelemző szoftverrel

5.4.3. Ferritszkópos mérés

Beraha II-es marószerszemesíti a ferrit fázist, azonban vele együtt a másodlagos fázisokat is [26, 16]. Emiatt a módszer leginkább az ausztenit fázis arányának meghatározásához használható.

A fentiekből következik, hogy szükség van olyan mérésre, amivel önmagában a ferrit fázis aránya megállapítható. A duplex acélok hegesztésénél jellemzően kialakuló fázisok, mint például a χ (khi) és σ (szigma) paramágnesesek, ezekkel ellentétben a ferrit ferromágneses, [29] tehát aránya mágnesességen alapuló méréssel meghatározható. Erre kiváló lehetőség az ún. ferritszkópos mérés. Az eszköz mágneses indukció elvén alapul. A szonda két tekercsből áll, amelyek közül az egyik elektromágneses mezőt indukál, amely körülbelül 1-2 mm mélységig belép a vizsgált anyagba, ahol kölcsönhatásba lép a ferromágneses fázisokkal. A mágneses tér változásai a második tekercsben a ferromágneses fázis, jelen esetben a ferrit tartalommal arányos elektromos feszültséget hoznak létre. [29, 12].



22. ábra. Ferritszkóp működési elve [3, 12]

A mérés Fischer FMP30 típusú ferritszkóp segítségével történt. Megjegyzendő, hogy az

eszköz gömbvégű tapintója egy nagyjából 2 mm sugarú kör területen belül mér. Ez a terület az 5x nagyítású fémmikroszkópi felvételek által lefedett területtől nem nagy eltérés, viszont a fázisarány meghatározáshoz használt 20x nagyítású képekhez képest már nagyságrendileg nagyobb. Mindezekből következik, hogy a ferritszkóp által meghatározott ferritarány a képi kiértékeléshez képest jóval nagyobb területre értendő, a teljes mintára vonatkoztatva általánosabb eredményeket ad.

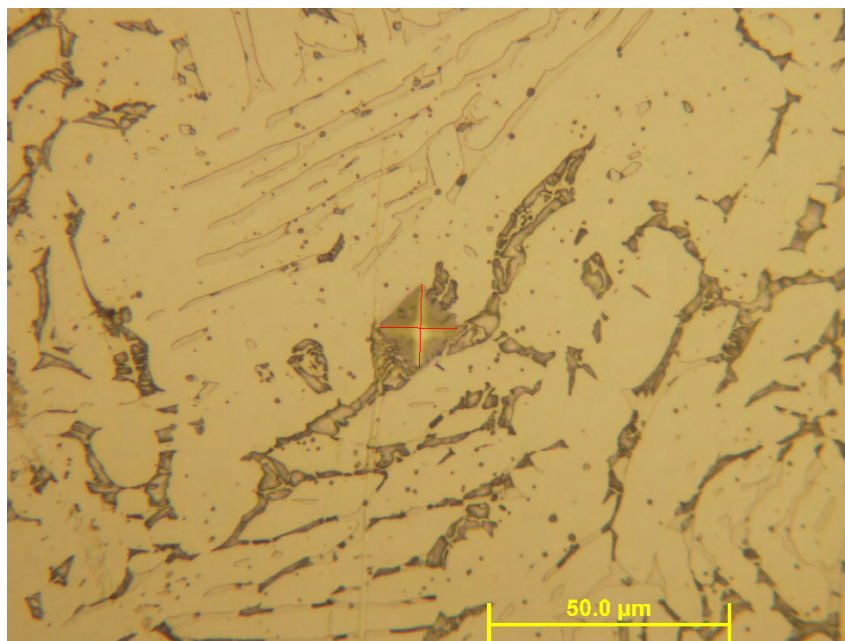
2-es gyártású minták esetén a mérés a már említett felosztás alapján, a fémmikroszkópi felvételekkel megegyező területeken történt, tehát mintánként 20 adat áll rendelkezésre. Az 1-es gyártású minták esetén a mérések 5 pontban a hosszirány mentén egyenletes távolságban készültek.

5.4.4. Keménységmérések

Korábbi tanulmányok, dolgozatok során keménységméréshez elsősorban mikro-Vickers berendezést használtak, azonban az eredmények szórása jelentős volt [27]. Ennek egyik lehetséges oka, hogy a kis terhelésű, kis területű mérések egy-egy keményebb fázist értek, torzítva az eredményeket. Ezt kiküszöbölendő a keménységmérést KB Prüftechnik típusú berendezésen végeztem. Több mérési programot próbálva, végül a HV 20 keménységi jelű mérést választottam, ez 196,1 N-os terhelőerőt és 12 s terhelési időt jelent. A mikrokeménység méréshez képesti jelentősen nagyobb terhelési erő, illetve lenyomat átmérő miatt jóval nagyobb területet mérek egy-egy alkalommal, ezáltal várhatóan általánosabb képet kapok a mintáról.

A 2-es gyártású esetén a többi méréshez hasonlóan a felvett koordináta rendszer alapján dolgoztam, a keménységmérések a kijelölt tartományokban történtek. Az 1-es gyártású minták esetén hosszirány szerint a középvonalon 5-5 mérést végeztem egymástól 1 mm távolságra. Mivel a lenyomat átlók jellemzően 0,36-0,4 mm között változtak, ez a mérési távolság megfelel a MSZ EN ISO 6507-1:2006 Fémek. Vickers keménységmérés szabvány által megadott követelménynek, miszerint 2 mérési pont közötti minimum távolság nem lehet kisebb a lenyomat nagyobbik átlójának háromszorosánál.[1]

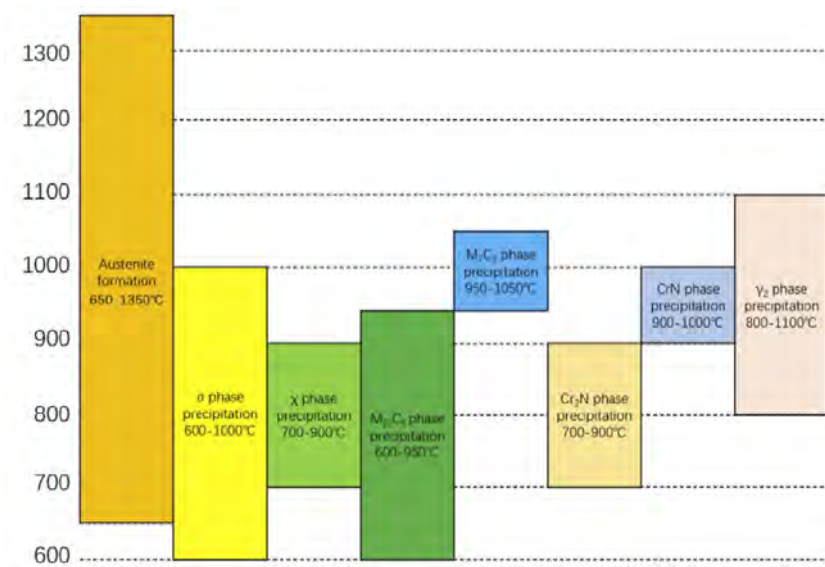
Az eredmények kiértékelése során felmerült, hogy a hőkezelés során kialakult másodlagos fázisokat keménységméréssel is kimutassuk. Ehhez azonban kisebb terhelés ezáltal kisebb lenyomat szükségeltetik, mivel például szigma fázisok területe jelentősen kisebb a ferrit, vagy ausztenit fázisokhoz képest. A mérést tehát célszerű mikro-Vickers keménységmérő berendezéssel végezni, amely esetemben egy Buehler 1100 típusú gépet jelent. A mérést 50 g-os terheléssel, 11 s terhelési idővel végeztem. A vizsgált mintán a középvonalon haladva 20 pontban mértem. Próbamérések alapján a lenyomatok átlója 15 és 24 mikrométer között volt, így két mérési pont távolságát 50 mikrométerben határoztam meg. A 20 ponton felül az elektrolízises maratás által sötét árnyalatban megjelenített szigma fázisú és világosabb ausztenit fázisú területek 5-5 pontban mértem, hogy a jelentős keménység eltérést kimutassam. A sötétebb területeken problémát jelentett a lenyomat pontos leolvasása, ezért az átlók méretét JMicroVision szoftver segítségével a lenyomatról készített fémmikroszkópi felvételek alapján is ellenőriztem.



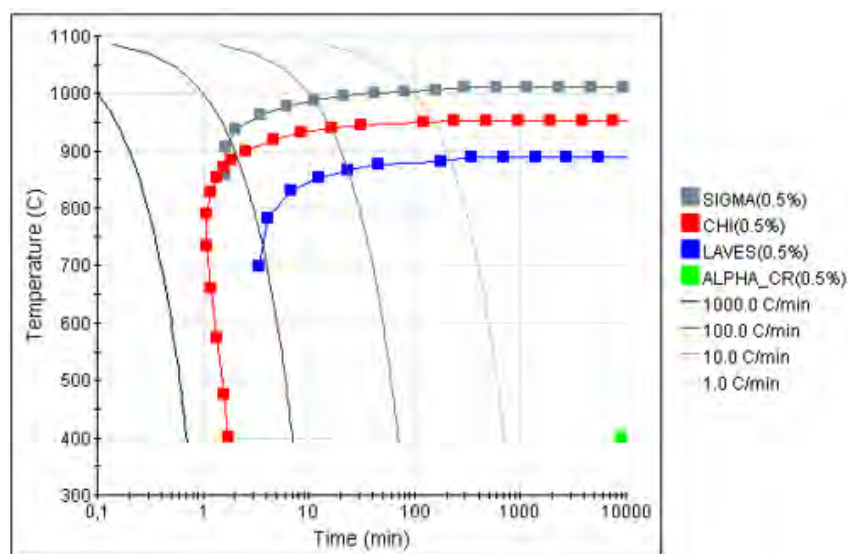
23. ábra. Mikrokeménység lenyomat geometriájának ellenőrzése JMicroVision szoftver segítségével

5.5. Hőkezelés

Szuperduplex acélok szövetszerkezetében történő jelentősebb változás jellemzően 600 °C és 1300 °C között történik [39]. A különböző fázisok kialakulásához, bomlásához nem csak a megfelelő hőmérsékleti tartomány szükséges, hanem az azon a hőmérsékleten töltött elégséges idő is. Utóbbi a felfűtési sebességen és a hőtartási időn kívül, a hűtés sebességével, különböző hűtőközegek alkalmazásával befolyásolható. A dolgozat legfontosabb célkitűzése a hegesztés során megváltozott ferrit-ausztenit fázisarány visszaállítása a duplexnek minősülő tartományba. Korábbi kutatások [39] szerint az általam vizsgált alapanyagban (2209) kiegyensúlyozott ferrit-ausztenit arány 1218 °C-on érhető el, a lehető leggyorsabb hűtéssel, különben belecsúszunk egyéb fázisok kialakulási zónájába.



24. ábra. Különböző fázisok kialakulási hőmérséklet-tartományai 2209 duplex anyag esetén [39]



25. ábra. 2209-es duplex acél lehűlési görbéi

Mindezeket figyelembe véve a hőkezelési lépéseket a következőképpen végeztem:

- A felfűtési idő a kemence programjában elérhető lehető leggyorsabb volt, a kemence 57 perc alatt érte el az 1250°C-os hőmérsékletet.
- A hűntartási idő minden minta esetén egységesen 1 óra volt.
- A 2-es gyártású minta a szakirodalomban szereplő ideális hűtési sebesség miatt, víz közegben került hűtésre.
- Az 1-es gyártású minták, a különböző hűtőközegek hatásának bemutatására víz olaj és levegő közegben hűltek, a 3-mas minta szabad levegőn, a 4-es a kemencével együtt hűlt ki.
- A hőkezelések hőmérsékletét K-típusú termoelemmel állítottam be. A kemence saját termoeleme és a K-típusú termoelem által mért hőmérséklet között rendre 30 °C-os különbség volt.
- A hőkezelési hőmérsékletek így a K típus termoelem szerint 1120°C, 1220°C és 1270 °C voltak. A továbbiakban a K-típusú termoelem által mért hőmérsékleteket használok.
- Az 1-es gyártású minták mindegyike a kemencével együtt hűtöttet leszámítva három hőkezelést kapott, 1120°C, 1220°C és 1270 °C-on. A kemencével együtt hűlt minta 1120 °C és 1220 °C-os hőkezelést kapott, majd további vizsálatoknak vettem alá. A 2-es gyártású minták közül az e jelű került hőkezelésre, a hőmérséklet 1270 °C volt.
- 1300°C feletti hőmérséklet elérésére az alkalmazott kemence nem képes.



26. ábra. Az alkalmazott hőkezelő kemence

6. Eredmények és kiértékelés

Ebben a fejezetben az elvégzett kísérletek, mérések eredményeit mutatom be. Elsőnek az 1-es gyártás mintái kerülnek sorra, majd a 2-es gyártás mintái következnek.

6.1. 1-es gyártású minták vizsgálati eredményei

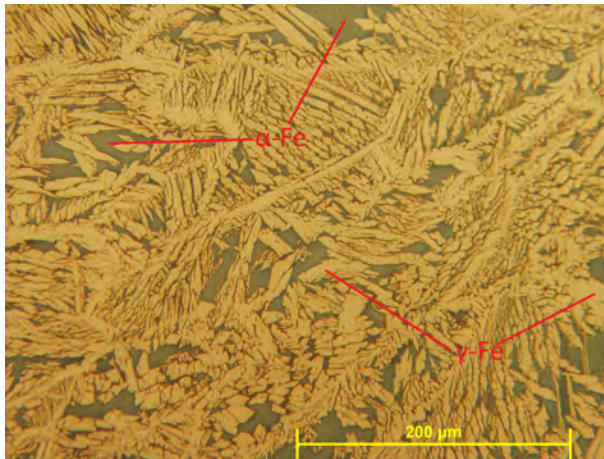
Az 1-es gyártású mintákról a vizsgálatok során először fémmikroszkópi felvételeket készítettem és képelemzéssel meghatároztam az ausztenit-ferrit arányokat. Ezt követően ferritszkóppal is meghatároztam a ferrittartalmat, végül keménységet mértem. Mindezek után kerültek a minták hőkezelésre, majd ismét végighaladtam a vizsgálati lépéseken, mielőtt újabb hőkezelést végeztem volna. A hőkezelések 1120 °C, 1220 °C és 1270 °C-on történtek. Az eredmények bemutatását és kiértékelését is ebben a sorrendben végzem, kezdve a gyártás utáni állapottal. A mikroszkópi felvételeket vizuálisan kiértékelem, az előforduló fázisokat és azok típusait azonosítom. A képelemzéssel és ferritszkóppal meghatározott ferritarányt összehasonlítom, majd a keménység értékeket is elemzem. Ezt követően végighaladok a három hőkezelt állapoton, vizsgálva a szövetszerkezet változását. Végül összefoglalom a hőkezelés hőmérsékletének és a hűtőközegnek a szövetszerkezetre, fázisarányra és keménységre gyakorolt hatását.

Az 1-es gyártású minták vizsgálata során korábbi kísérletek és publikációk eredményeire, valamint előzetes tanulmányaimra támaszkodva a következőkre számítok:

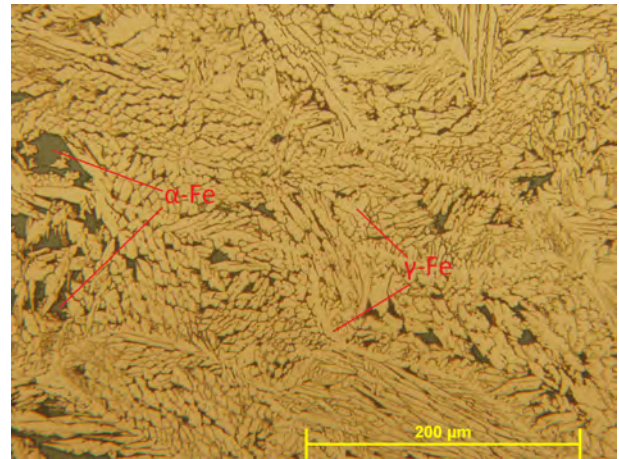
- A hőkezeléseket megelőzően a ferrittartalom várhatóan 25% és 40% között lesz [36, 27, 25, 38].
- A gyártás során létrejöhetnek másodlagos fázisok (szigma, khi, szekunder ausztenit), amelyek lokálisan befolyásolják a fázisarányt és a keménységet [36, 13, 14].
- A szigma fázis kialakulását elősegíti a hűtési sebesség csökkentése [36, 33, 24].
- Az nagy hőmérsékleten töltött hosszabb idő az ausztenit kialakulásának kedvez, így a legnagyobb ferritarányt a leggyorsabb hűtéssel (víz) kapom majd, míg várhatóan a kemencében hűlt minta tartalmazza majd a legkevesebb ferritet.
- A hőkezelések hatására a szövetszerkezet homogénebb lesz.

6.1.1. Az 1-es gyártású minták gyártás utáni állapotban

A szoftveres képelemzéshez készült mikroszkópi képek kis területet fednek le, ennek következtében könnyen előfordulhat, hogy olyan területet vizsgálunk, ami a minta egészéhez képest jelentősen más fázisarányokat mutat. Az alábbi képeken erre látunk példát. A 27a. ábra egy ferritben gazdag, a 27b. pedig egy ferritszegény területet mutat. A mikroszkópi képek készítésénél ezért törekedtem arra, hogy a felvételek minél pontosabban jellemezzék a minták egészét és elkerültem a ferrit - vagy ausztenitgazdag területeket. A felvételeken jelöltem világosabb ausztenit fázist (γ -Fe) és a Beraha II-es marószert által megszínezett, sötétebb ferrit fázist (α -Fe).



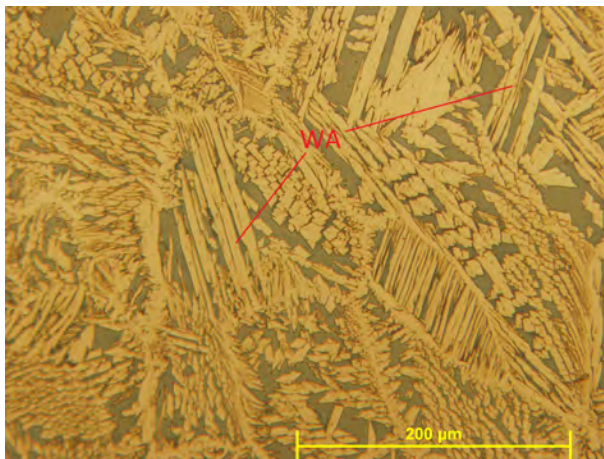
(a) ferritben gazdagabb terület



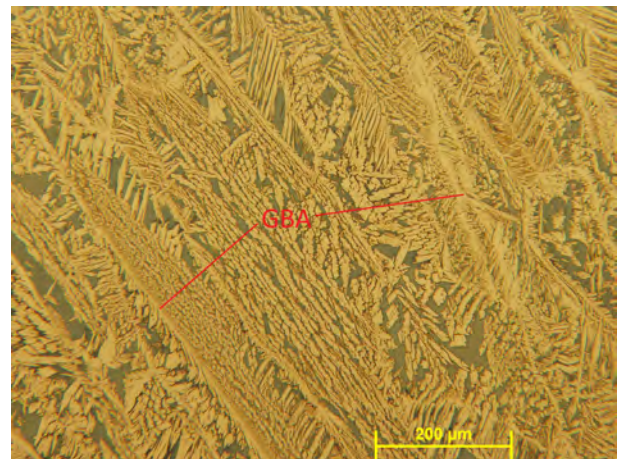
(b) ferritszegény terület

27. ábra. A felvétel helyétől függően jelentős különbségek lehetnek a fázisok arányában

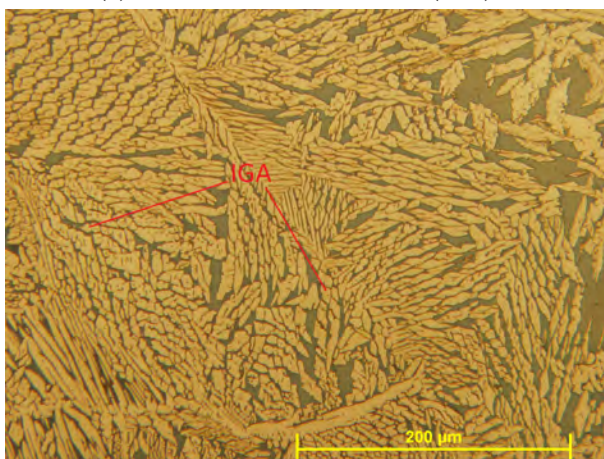
Az alábbi felvételeken az ausztenit különböző megjelenési formáit mutatom be:



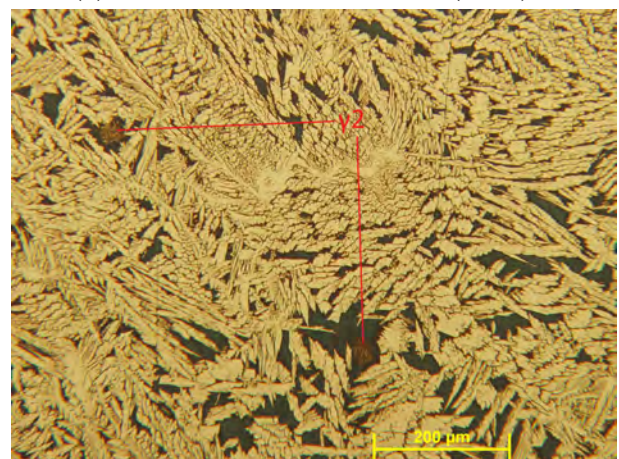
(a) Widmanstätten ausztenit (WA)



(b) Szemcsehatármenti ausztenit(GBA)



(c) Szemcsebeli ausztenit (IGA)



(d) Szekunder ausztenit (γ_2)

28. ábra. Az ausztenit különböző megjelenési fajtái

A 28a. ábrán az úgynevezett Widmanstätten ausztenitet (Widmanstätten Austenite, WA)

jelöltem, amely a ferrit szemcsehatárokon alakul ki, majd a szemcsék belsejében növekszik további hűtés hatására. Könnyedén felismerhető jellegzetes lemezes-tűs szerkezete miatt [37].

A 28b. ábrán látható szemcsehatármenti ausztenit (Grain Boundary Austenite, GBA), ahogy a neve is mutatja a szemcsehatárok mentén alakul ki. Az említésre kerülő különböző morfológiájú ausztenitek közül hűtés hatására először alakul ki 1300 °C és 800 °C között [37].

A 28c. ábrán jelölt szemcsébeli ausztenit (Inter Granular Austenite, IGA) az előzőeknél kisebb méretű és a szemcséken belül alakul ki jellemzően 1100 °C és 1000 °C között [37].

A 28d. ábrán látható a szekunder ausztenit. Gyártás során a sorok és rétegek egymást áthőkezeli, ezért a ferrit részben szekunder ausztenitté alakul [37]. Megfelelő hőkezeléssel a szekunder ausztenit aránya jelentősen csökkenthető [40].

A vizuális kiértékelésről áttértek a mérések eredményeire:

Minta száma	Pozíció		
	1	2	3
1	34,8	38,6	38,0
2	32,7	27,7	24,5
3	36,1	34,1	35,3
4	38,5	30,7	32,6

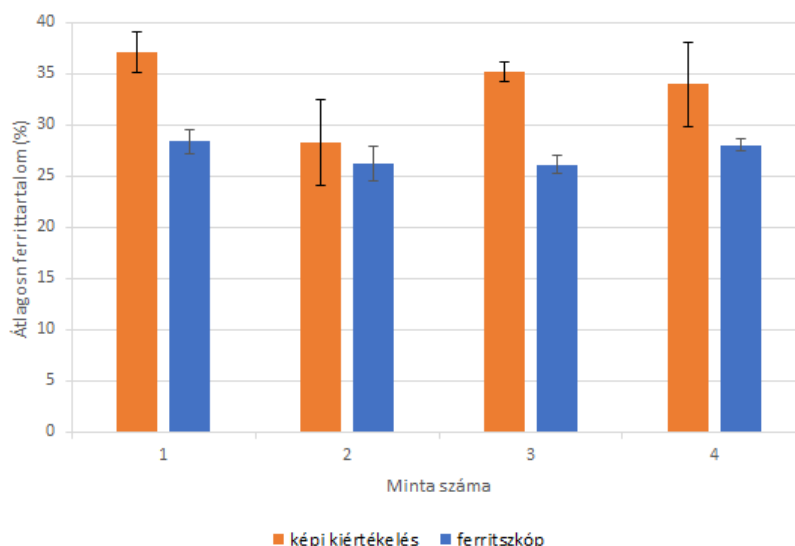
6. táblázat. 1-es gyártású, hőkezeletlen minták ferrittartalma (%) képelemzéssel

Minta száma	Pozíció				
	1	2	3	4	5
1	28,4	26,8	29,5	27,8	29,5
2	27,2	28,1	26,2	26,2	23,5
3	26,8	25,6	27,1	24,8	26,4
4	27,8	28,5	28,4	28,5	27,1

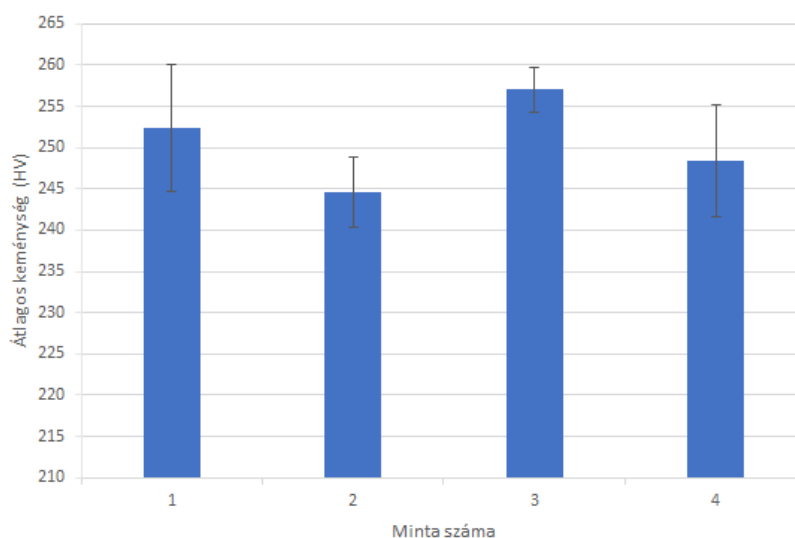
7. táblázat. 1-es gyártású, hőkezeletlen minták ferrittartalma (%) ferritszkóppal

Minta száma	Pozíció				
	1	2	3	4	5
1	261	254	257	249	241
2	249	241	249	244	240
3	255	254	257	258	261
4	257	254	242	243	246

8. táblázat. 1-es gyártású, hőkezeletlen minták keménysége (HV20)



29. ábra. 1-es gyártású, hőkezeletlen minták ferritaránya



30. ábra. 1-es gyártású, hőkezeletlen minták keménysége

A 7. táblázatban látható, hogy a ferritarány a 25-40 %-os várt intervallumhoz nagyon közel áll. A ferritarány 24,8% és 29,5% között változott, azaz lefelé minimálisan kilógott a az előzetesen megállapított tartományból.

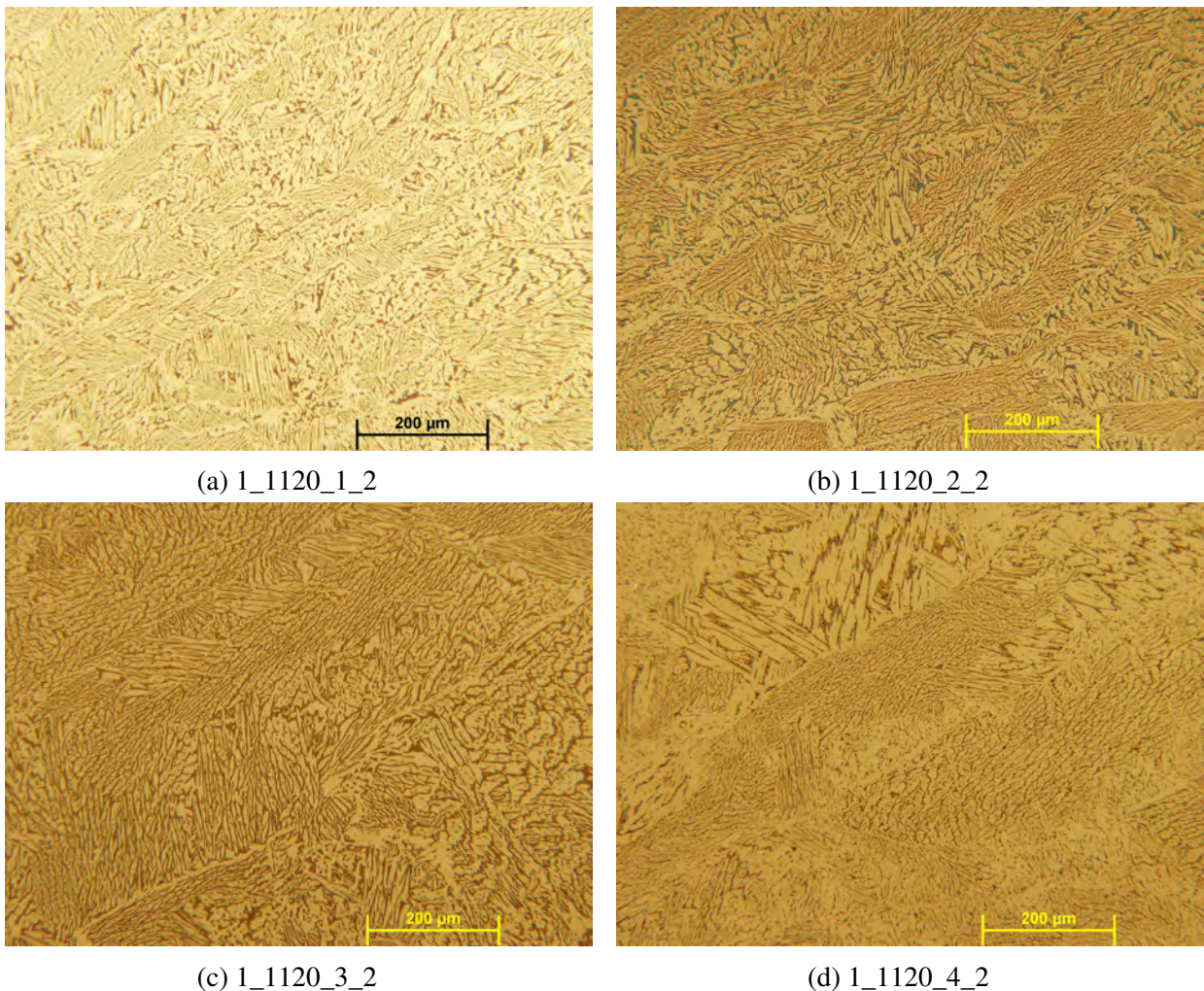
A 6. táblázatban található képelemzéssel meghatározott ferritarányok már teljesen beleesnek az előzetesen meghatározott tartományba.

A 29. ábrán látható diagram az átlagos ferritértékeket tartalmazza, a szórásokkal együtt. Látható, hogy jelentős, akár 8%-os ferritarány eltérés is mutatkozik a két módszer között. Ennek egyik lehetséges oka, hogy a ferritszkóppal nagyságrendileg nagyobb területet vizsgálunk, mint képelemzésnél, így az eredmények általánosabb, a teljes mintára jellemzőbb értékek és ritkábban fordul elő, hogy a már említett ferritben, vagy éppen ausztenitben dúsabb, nem reprezentatív kis területeket vizsgáljuk. Ezt támasztja alá a képelemzésnél láthatóan nagyobb szórás, amiben azonban jelentős szerepe van a ferritszkópos méréshez képesti kevesebb

mintavételi pontnak. A másik lehetséges ok, amit a 3.4.3 fejezetben ismertettem, nevezetesen, a ferritszkóp ferromágneses fázisok kimutatására alkalmas, így esetemben csak a ferritet jelzi. Azonban a gyártás során feltehetően létrejöttek másodlagos fázisok is, amelyeket az alkalmazott Beraha marószerszerrel mart mintákon, képi kiértékeléssel rendkívül nehezen lehet a ferrit fázistól elkülöníteni, ellenben paramágnesesek, így a ferritszkóp nem jelzi őket. A különbség tehát abból is származhat, hogy a másodlagos fázisokat a képelemzésnél a ferrit arányához számoltam.

A keménység értékek (8. táblázat) a várakozásoknak megfelelőek. A 3.4.4 fejezetben említett módon nem mikro-Vickers keménységet mértem, hogy általánosabb képet kapjak a mintákról. Korábbi munkákban [27] szereplő értékekhez képest a szórás valóban csökkent, azonban még így is meglehetősen nagy, amint az a 30. ábrán látható.

6.1.2. 1-es gyártású minták 1120°C -os hőkezelést követően



31. ábra. 1-es gyártású, 1120°C-on hőkezelt minták

A 31. ábrán a, b, c, d, sorrendben haladva vízben, olajban, kemencében és levegőn hűlt minták középső részéről készült felvételek láthatóak, ahogy azt a már említett jelölésrendszer is mutatja. A többi hőkezelés utáni állapotnál is a középső területekről készített képeket mutatom be, azonos elrendezésben, a könnyebb összehasonlíthatóság érdekében. A 31a. ábra

világosabb árnyalatát a mikroszkóp megvilágításának elállítódása okozta, az eredményeket ez nem befolyásolta. A felvételeket vizuálisan elemezve is látható, hogy a ferritarány csökkent, ezt a szoftveres képelemzés és a ferritszkópos vizsgálat megerősíti. A várakozásoknak megfelelően nem látunk szekunder ausztenit. A szemcsehatármenti ausztenit a 31b. és 31c. ábrán is szépen kivehető. A vízben, olajban és levegőn hűtött minták esetén a szövetszerkezet homogénebbnek, a szemcseméret kisebbnek látszik, mint hőkezeletlen állapotban. Összehasonlításképp gyártás utáni állapotban, azonos nagyításon a 28b. és 28d. ábrán láthatóak felvételek. A 31d. ábrán látható szemcsedurvulás a többi esetben nem jelentkezett. A 31d. ábrán látszó sötétebb foltok feltehetően a lassú hűtés következtében kialakult másodlagos fázisok.

Minta száma hűtőközeg	Pozíció		
	1	2	3
1 víz	34,8	25,8	29,3
2 olaj	36,5	29,3	30,0
3 levegő	28,9	29,7	25,9
4 kemence	23,1	24,9	25,6

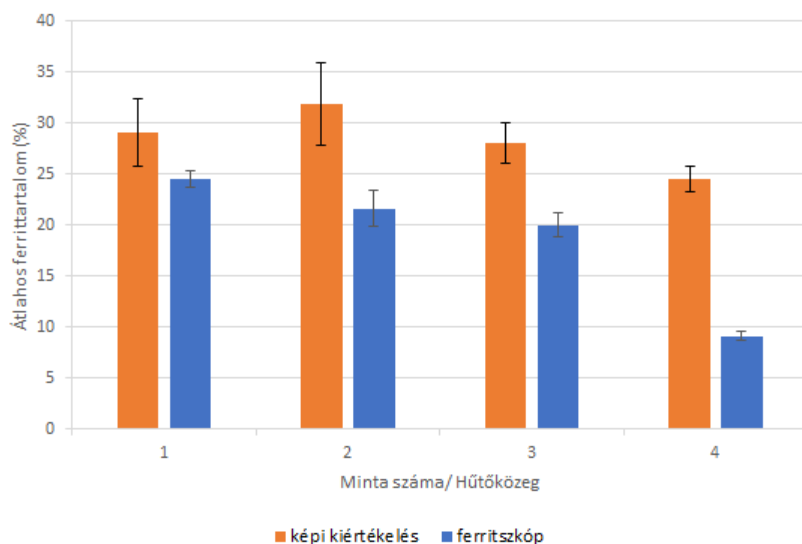
9. táblázat. 1-es gyártású, 1120 °C-on hőkezelt minták ferrittartalma (%) képelemzéssel

Minta száma hűtőközeg	Pozíció				
	1	2	3	4	5
1 víz	23,7	24,8	25,8	24,6	23,9
2 olaj	23,4	22,7	21,2	22,2	18,9
3 levegő	19,4	19,7	22	18,9	20,1
4 kemence	8,9	9,2	9,5	8,5	9,8

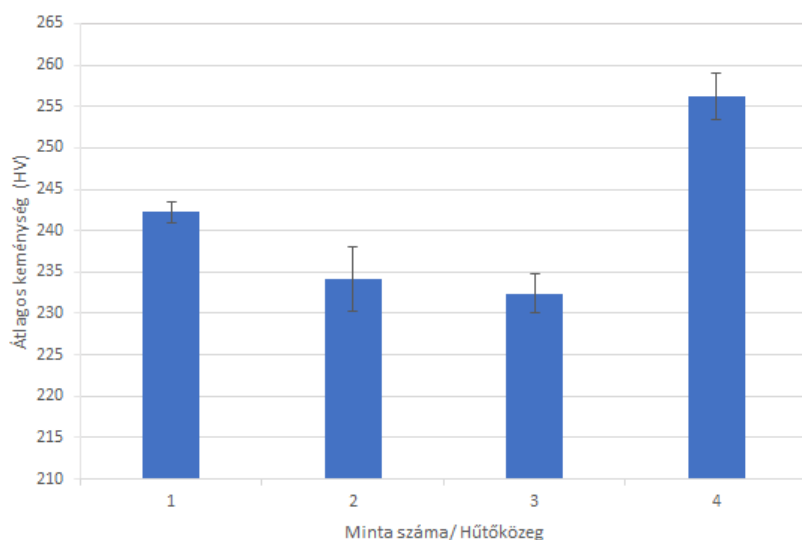
10. táblázat. 1-es gyártású, 1120 °C-on hőkezelt minták ferrittartalma (%) ferritszkóppal

Minta száma hűtőközeg	Pozíció				
	1	2	3	4	5
1 víz	241	244	241	243	242
2 olaj	232	232	234	232	241
3 levegő	229	232	234	235	232
4 kemence	254	258	260	256	253

11. táblázat. 1-es gyártású, 1120 °C-on hőkezelt minták keménysége (HV20)



32. ábra. 1-es gyártású, 1120 °C-on hőkezelt minták ferritaránya

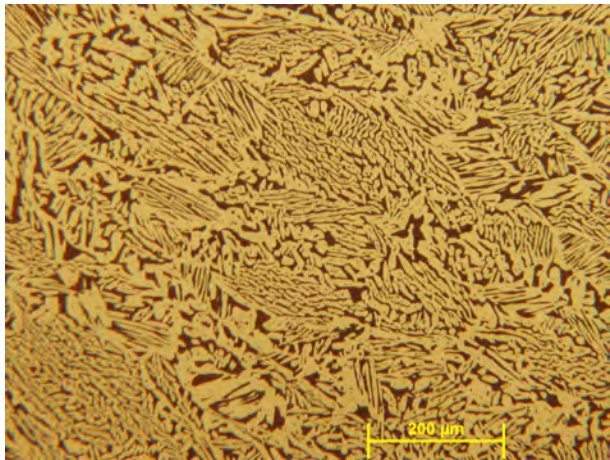


33. ábra. 1-es gyártású, 1120 °C-on hőkezelt minták keménysége

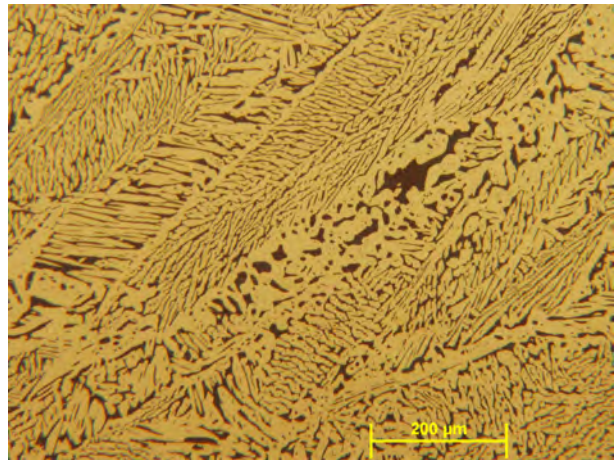
Az 32. ábrán látható, hogy a két módszer közötti ferritarány különbség növekedett a hőkezeletlen állapothoz képest. A kemencében hűtött mintánál jelentős, 15%-os különbség látszik. Ennek magyarázata a már említett másodlagos fázisok megjelenése, ez a mikroszkópi felvételen is látszik. A fázisok jelenlétét alátámasztja, hogy a bár a vízben, olajban és levegőn hűtött minták keménység értékei csökkentek, a kemencében hűtötté ellenben nőtt. Az eltérés látható a 33. ábrán.

6.1.3. 1-es gyártású minták 1220 °C -os hőkezelést követően

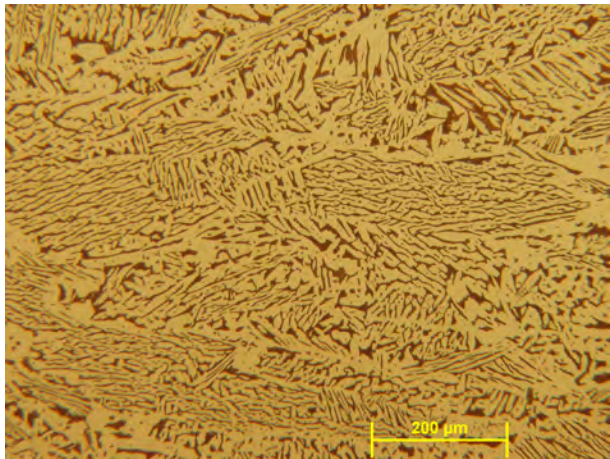
A mikroszkópi felvételek vizuális kiértékelésével kezdünk:



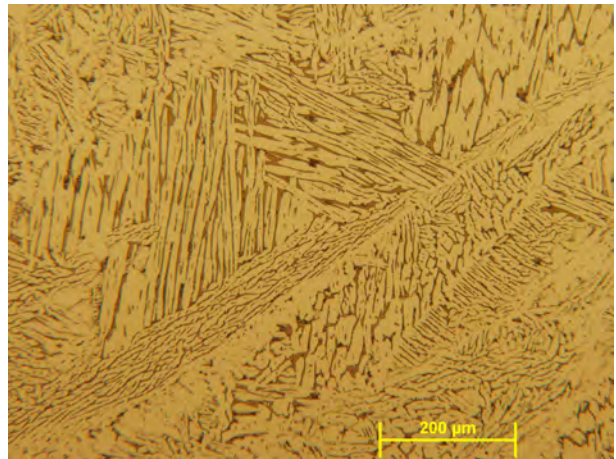
(a) 1_1220_01_2



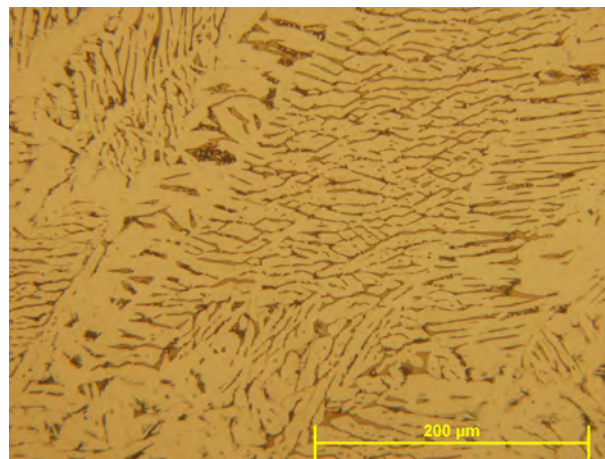
(b) 1_1220_02_2



(c) 1_1220_03_2



(d) 1_1220_04_2



(e) 1_1220_04_1

34. ábra. 1-es gyártású, 1220°C-on hőkezelt minták

Az 34. ábrákon látható felvételek alapján megállapítható, hogy a szemcseméret növekedett az előző, 1220°C-os hőkezelés végi állapothoz képest. A kemencében hűlt minta felvételein

továbbra is látszódnak a másodlagos fázisok.

Minta száma hűtőközeg	Pozíció		
	1	2	3
1 víz	31,1	30,8	29,4
2 olaj	27,2	24,3	27,3
3 levegő	23,7	23,9	26,8
4 kemence	19,4	21,1	23,4

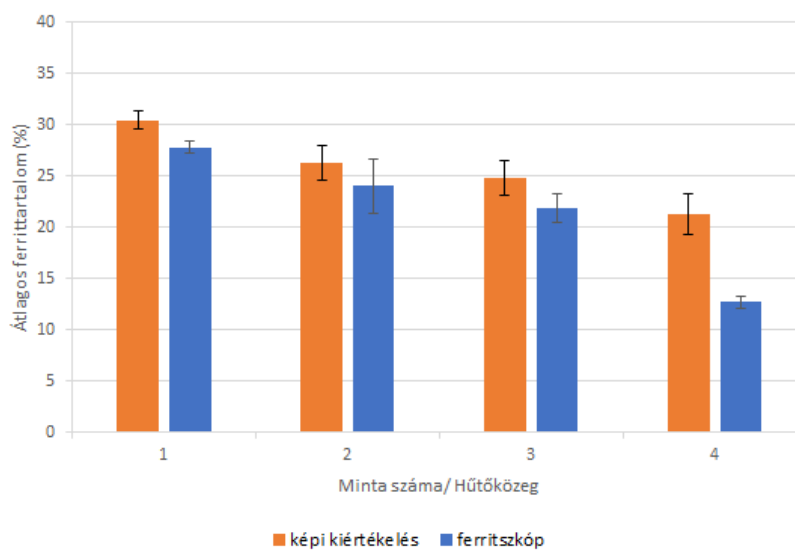
12. táblázat. 1-es gyártású, 1220°C-on hőkezelt minták ferrittartalma (%) képelemzéssel

Minta száma hűtőközeg	Pozíció				
	1	2	3	4	5
1 víz	27	28,6	27,4	27,9	28,1
2 olaj	24,7	26,1	24,1	25,8	19,5
3 levegő	20,1	21,6	24,1	21,9	21,7
4 kemence	12	12,4	12,7	12,8	13,6

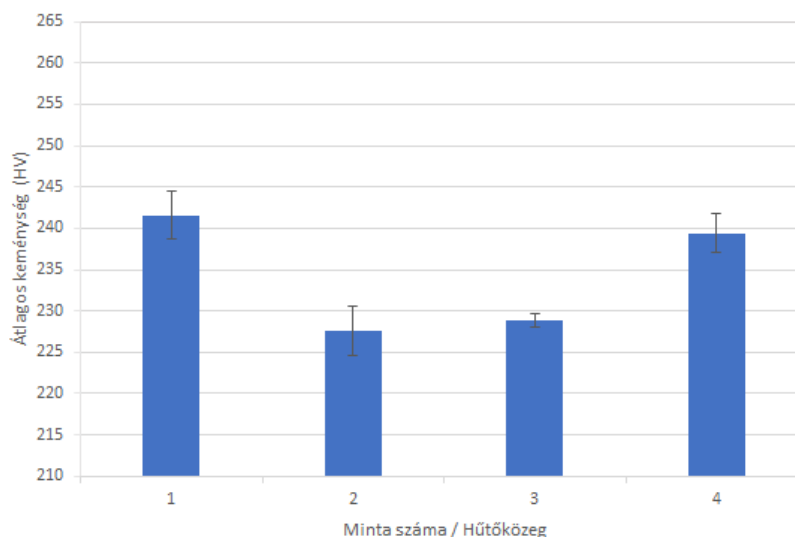
13. táblázat. 1-es gyártású, 1220°C-on hőkezelt minták ferrittartalma (%) ferritszkóppal

Minta száma hűtőközeg	Pozíció				
	1	2	3	4	5
1 víz	239	243	245	238	243
2 olaj	230	230	226	229	223
3 levegő	229	228	228	229	230
4 kemence	240	238	239	237	243

14. táblázat. 1-es gyártású, 1220 °C-on hőkezelt minták keménysége (HV20)



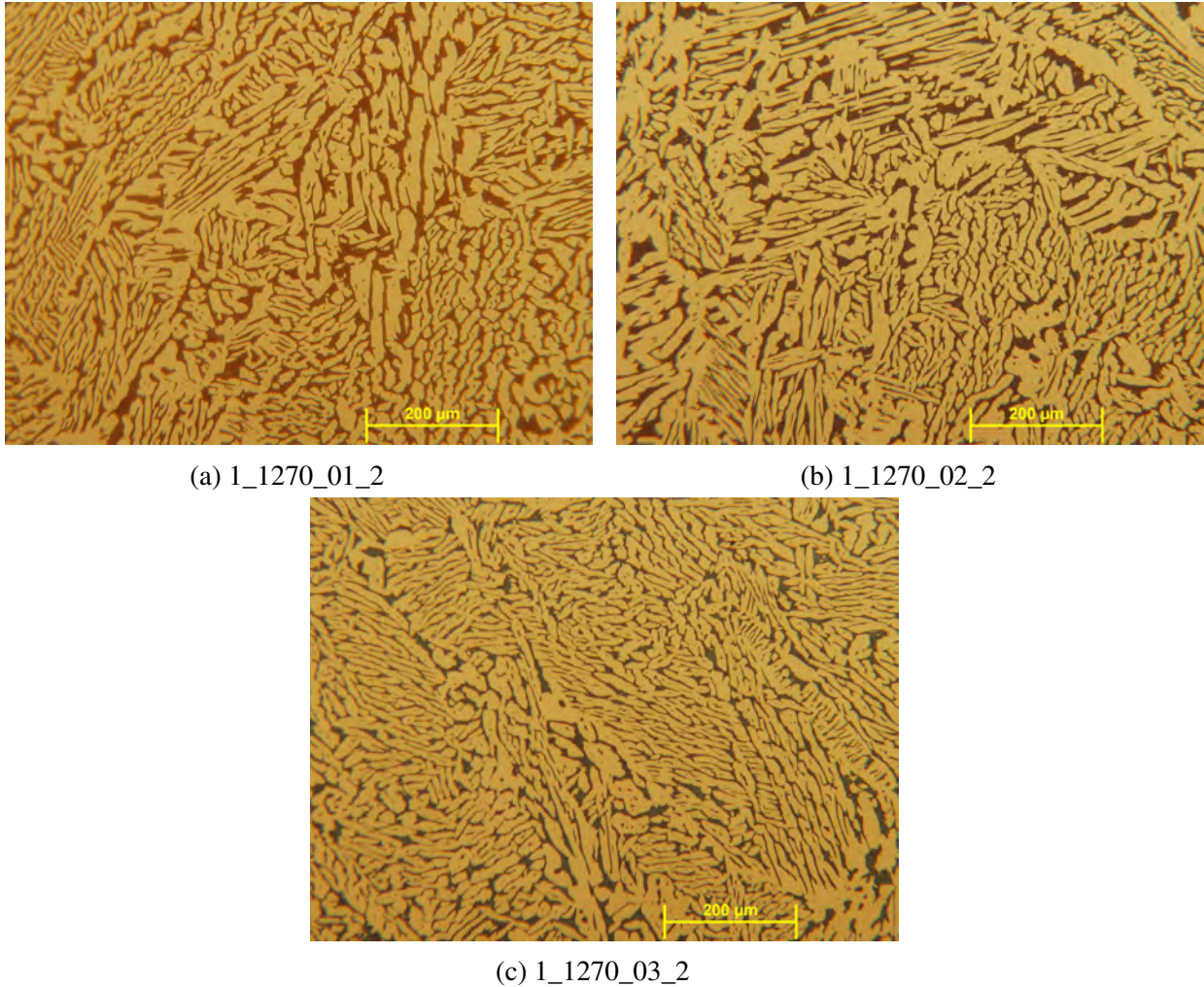
35. ábra. 1-es gyártású, 1220°C-on hőkezelt minták ferritaránya



36. ábra. 1-es gyártású, 1220°C-on hőkezelt minták keménysége

A 35. ábrán látszódik, hogy a kemencében hűlt minta kivételével a két módszerrel meghatározott ferritarány különbsége jóval kisebb, mint az előző hőkezelésnél. A 4. mintában a lassú hűlés miatt kialakuló, a mikroszkópi felvételeken is kivehető másodlagos fázisok jelenlétét igazolja, hogy a módszerek közötti különbség itt még mindig jelentős. A szórás értékek láthatóan csökkentek, ez alátámasztja, hogy homogénebb a szövetszerkezet. A 36. ábrán látható, hogy a keménység értékek tovább csökkentek, azonban a negyedik minta keménysége továbbra is nagyobb a vártnál.

6.1.4. 1-es gyártású minták 1270 °C -os hőkezelést követően



37. ábra. 1-es gyártású, 1270°C-on hőkezelt minták

A 37. ábrán található felvételeken a szemcseméret növekedés továbbra is megfigyelhető, valamint a szövetszerkezet látványosan homogénebb lett, ezt továbbra is alátámasztják a 38. ábrán megfigyelhető kis szórásértékek. A ferritarány meghatározására használt két módszerek közötti különbség lényegében eltűnt, a ferritszöpi ferritarány az előző hőkezelés végiállapothoz nagyon közeli. A negyedik minta nem került további hőkezelésre, a másodlagos fázisok kimutatására külön vizsgálatnak vettem alá. A 39. ábrán összefoglalt keménység értékek tovább csökkentek.

Minta száma hűtés módja	Pozíció		
	1	2	3
1 víz	29,3	29,7	29,0
2 olaj	26,4	26,3	25,3
3 levegő	24,9	26,4	25,4

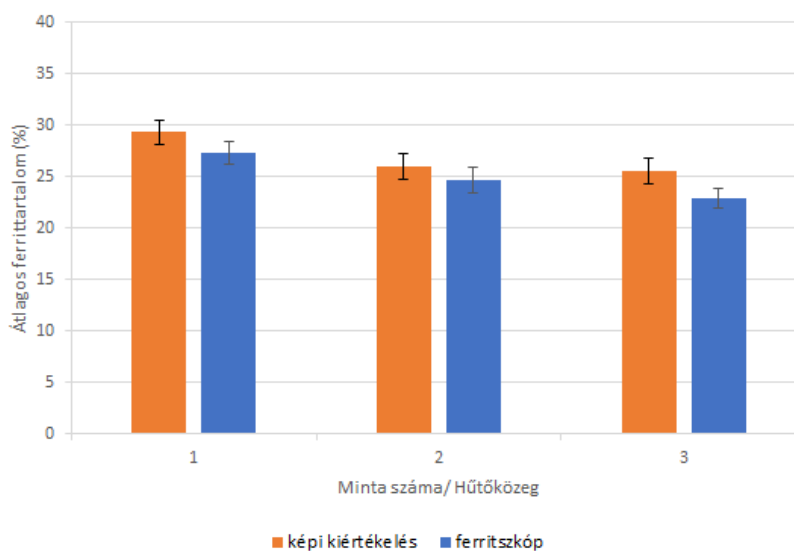
15. táblázat. 1-es gyártású, 1270 °C-on hőkezelt minták ferrittartalma (%) képelemzéssel

Minta száma hűtőközeg	Pozíció				
	1	2	3	4	5
1 víz	25,5	27,1	27,8	27,9	28,4
2 olaj	25,9	27,1	25,2	24,1	21,3
3 levegő	23,5	21,8	23,3	21,7	24,4

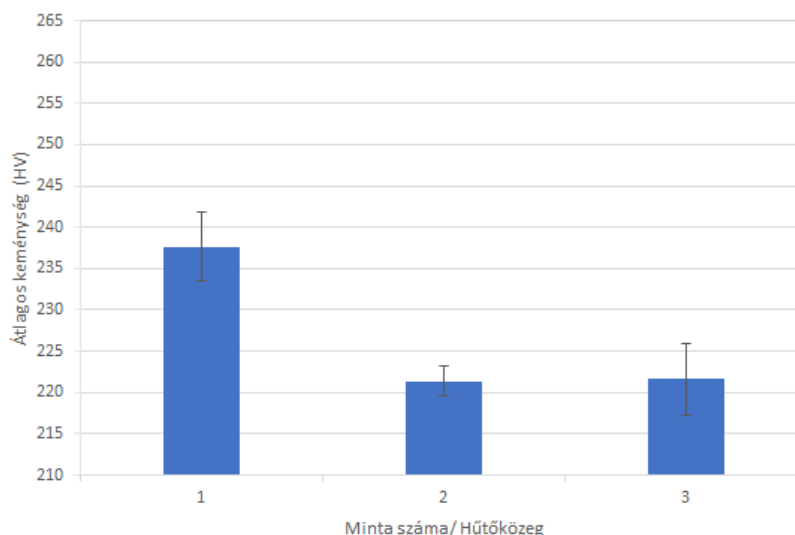
16. táblázat. 1-es gyártású, 1270 °C-on hőkezelt minták ferrittartalma (%) ferritszkóppal

Minta száma hűtőközeg	Pozíció				
	1	2	3	4	5
1 víz	240	238	243	234	233
2 olaj	220	222	223	219	223
3 levegő	226	225	220	222	215

17. táblázat. 1-es gyártású, 1270 °C-on hőkezelt minták keménysége (HV20)



38. ábra. 1-es gyártású, 1270 °C-on hőkezelt minták ferritaránya

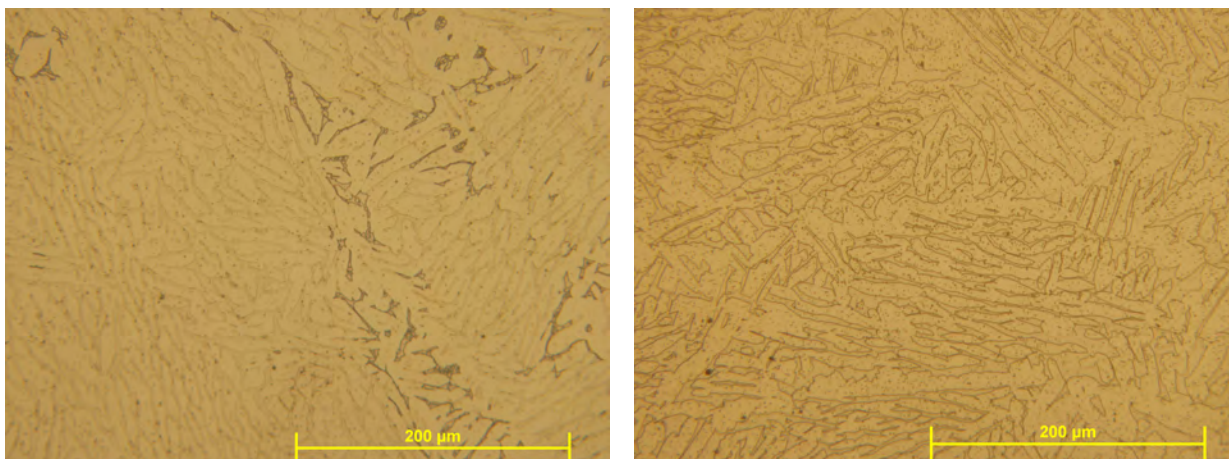


39. ábra. 1-es gyártású, 1270 °C-on hőkezelt minták keménysége

6.1.5. További vizsgálatok a 4-es számú mintán

A 4-es számú minta minden hőkezelésnél a kemencével együtt hűlt ki, azaz az 1-es gyártás négy mintája közül mindig ennek volt a legnagyobb hűlési ideje. A lassabb hűlési idő következménye az volt, hogy másodlagos fázisok alakultak ki. A másodlagos fázisok jelenlétére a képelemzés és a ferritszkópos mérés közötti ferritarány különbség és keménységértékek növekedése utal. A mikroszkópi felvételeken látható kisebb sötét foltokban szintén ezen fázisokat véltem felfedezni, azonban bizonyítéknak további vizsgálatok szükségesek. Minezek okán a 4-es számú mintát az 1220°C-os hőkezelést és a méréseket követően újabb vizsgálatoknak vetettem alá.

A 3.3 és a 3.4.4 fejezetekben már tárgyalt vizsgálatokat végeztem el, azaz elektrolízises maratásnak vettem alá a mintát, majd mikrokeménység méréssel igyekeztem kimutatni a másodlagos fázisokat. A maratást a 2-es gyártásból származó, majd 1270 °C-on hőkezelt "e" jelű mintán is végrehajtottam. Ennek oka az volt, hogy- mint az a későbbiekben olvasható- az "e" jelű hőkezelt minta két vizsgálati módszer szerinti ferritarányai nagyon közel esnek egymáshoz, tehát a másodlagos fázisok aránya igen csekély. A két megmart minta mikroszkópi felvételeinek ezért jelentős különbséget kellett mutassanak, alátámasztva a másodlagos fázisok jelenlétét a 4-es mintán.



(a) 1-es gyártású, kemencében hűlt minta

(b) 2-es gyártású, vízben hűlt minta

40. ábra. Elektrolízis segítségével mart minták

Az 40a. ábrán látható, hogy a maratás hatására egyes területek elszíneződtek. A 40b. ábrán ilyen elszíneződések nincsenek, ezzel kizárható, hogy a ferrit fázist látjuk sötétnek az 40a. ábrán, hiszen a ferritarány mindkét minta esetén megállapításra került. A különbség tehát azzal magyarázható, hogy az 1-es gyártású, kemencében hűlt mintában olyan fázisok is jelen vannak, amelyek a 2-es gyártás mintájánál nem, ezek pedig csak bizonyos másodlagos fázisok (szigma, khi) lehetnek. Korábbi kutatások, vizsgálatok szerint ezen fázisok jóval keményebbek, mint a ferrit vagy ausztenit fázisok, ennek okán keménységméréssel bizonyítható, hogy a maratás során elszíneződött területek valóban másodlagos fázisok. Az elszíneződött területek mérete miatt mikrokeménység mérés szükséges.

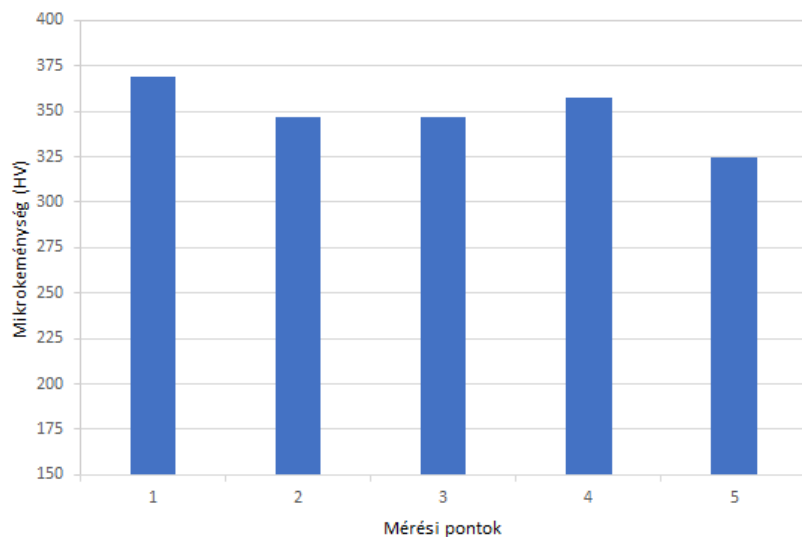
A maratás után látható, jól elkülöníthető sötét területekbe mértem bele a mikrokeménység mérő berendezéssel, azt várva, hogy jóval nagyobb keménység értékeket kapok, mint a nem sötétre mart területeken. A nem elszíneződött és az elszíneződött területeken is 5-5 pontban mértem keménységet.

Mérési pont	D1 átló (μm)	D2 átló (μm)	Keménység (HV)
1	15,9	15,8	369,1
2	16,1	16,6	346,8
3	16,4	16,3	346,8
4	16,5	15,7	357,7
5	16,6	17,2	324,4

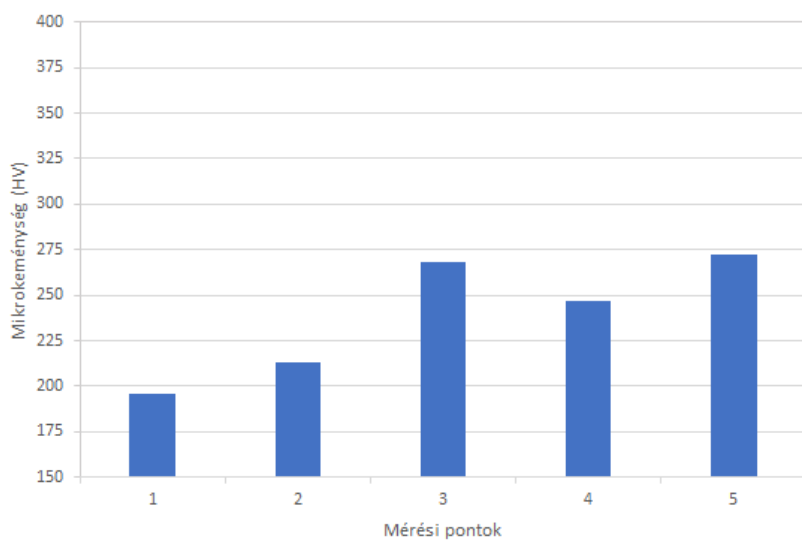
18. táblázat. Az elszíneződött területeken mért keménységek

Mérési pont	D1 átló (mm)	D2 átló (mm)	Keménység (HV)
1	21,4	22,1	196
2	20,7	21	213,3
3	18,7	18,5	268
4	19,2	19,6	246,5
5	18,2	18,7	272,4

19. táblázat. A világos területeken mért keménységek



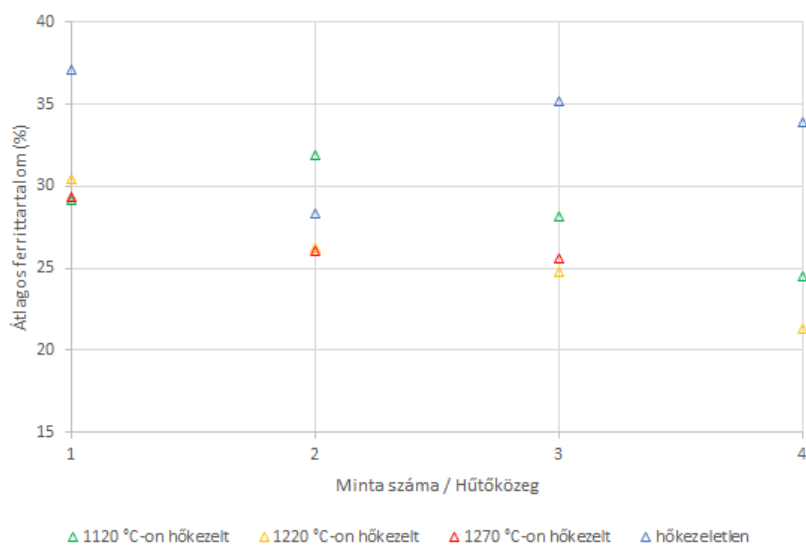
41. ábra. Elszíneződött területek keménysége az 1_1270_4 mintán



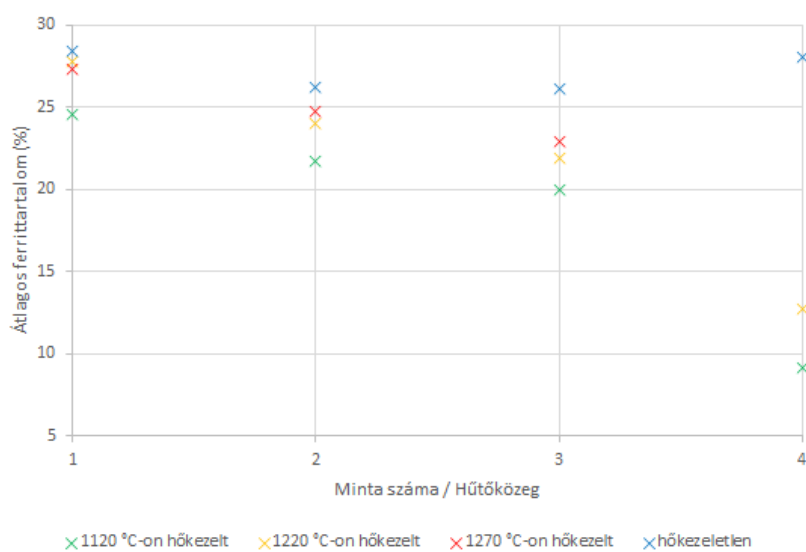
42. ábra. Világos területek keménysége az 1_1270_4 mintán

A sötét és világos területek keménység értékei a 18. és 19. táblázatokban, valamint az 41. és 42. ábrákon láthatóak. A különbség egyértelműen látszik, a maratás során elszíneződött területek keménység értékei jóval nagyobbak, mint a nem elszíneződött területek keménységei, alátámasztva, hogy a mikroszkópi felvételeken látható elszíneződött területek valóban másodlagos fázisok.

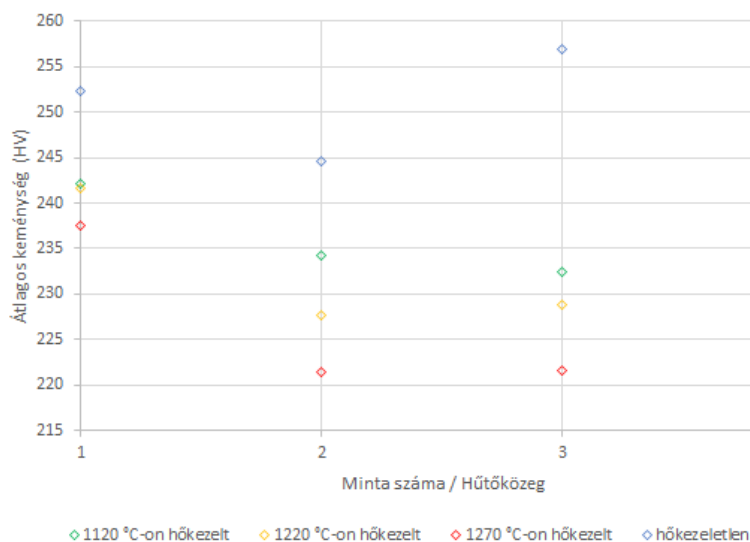
6.1.6. 1-es gyártású minták eredményeinek összefoglalása



43. ábra. 1-es gyártású minták ferritaránya képelemzéssel



44. ábra. 1-es gyártású minták ferritaránya ferritszkóppal



45. ábra. 1-es gyártású minták keménysége

A 43. ábrán látható, hogy a képelemzéssel meghatározott ferritarány, valójában ferrit + másodlagos fázisok együttes aránya a mintákban az első hőkezelés hatására csökkent, utána viszont jelentős változás nem tapasztalható, a hőkezelési hőmérséklet emelése csak minimálisan növelte a ferrit+másodlagos fázisok arányát. Az eltérő hűtési sebességek hatására létrejövő fázisarány különbség látszik, minél lassabb a hűtés, annál kisebb a ferrit+másodlagos fázisok aránya. A 44. ábrán ez a különbség jóval nagyobb, a vártaknak megfelelően. A hűtési sebesség csökkentésével ferritszkóppal meghatározott ferritarány jóval meredekebben csökken, mint a képelemzéssel meghatározott esetben. Azaz a külön nem kimutatott fázisok aránya nőtt. A két diagramot együttesen elemezve kijelenthető, hogy a lassabb hűtés az ausztenit és a másodlagos fázisok kialakulásának kedvez, valamint, hogy a tényleges ferritarány növekszik a hőkezelések hőmérsékletének növelésével.

A 45. ábrán látható, hogy a hőkezelések hatására a keménység értékek egyre csökkentek, ez megfelel a vártaknak. Azonban a hűtési idő növekedésével a keménység jelentősen növekszik. A másodlagos fázisok szerepe sokkal jelentősebb a keménységmérés esetén, mint vártam.

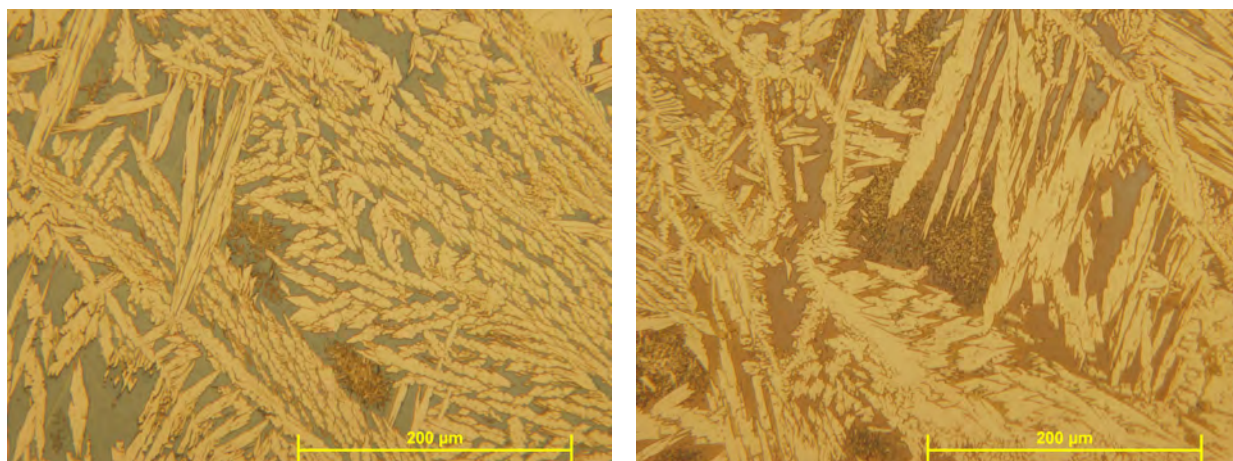
6.2. 2-es gyártású minták vizsgálati eredményei

A 2-es gyártás során készült fal két végéből egy-egy 15 mm széles minta került levágásra. A hőkezelést megelőzően a mintákon mindazokat a vizsgálatokat és méréseket elvégeztem, mint a már tárgyalt 1-es gyártású próbatesteken. A mikroszkópi felvételek, ferritszkópos és keménységmérések helyét a már említett koordináta rendszer/ felosztás szerint határoztam meg, azaz a mintákat 20 egyenlő nagyságú területre, 5 sorra és 4 oszlopra bontottam. A mérések ezen területeken belül történtek. Hőkezelésre a két minta közül az e jelű (eleje) került. A hőkezelés 1270 °C-on történt, hogy a lehető legnagyobb ferritarányt érjem el. A 2-es gyártású minták vizsgálata során korábbi kísérletek és publikációk eredményeire, valamint az előzetes tanulmányaimra támaszkodva a következőkre számítok:

- A ferritarány az első rétegekben, a hűtött fémlaphoz közel lesz a legnagyobb, mivel ott a legjelentősebb a hőelvonás és ezáltal a hűlési sebesség.
- A minta magassága mentén felfelé haladva a középső rétegeknél várhatóan beáll egy értékre a ferritarány, esetleg rétegről rétegre minimális csökkenés lesz tapasztalható.
- A legfelső 1-2 rétegben a többszöri áthőkezelődés hiánya miatt vélhetően valamivel nagyobb lesz a ferritarány, mint a középső rétegekben.
- Hőkezelés hatására a ferritarány magasság szerinti kiegyenlítődését várom.

6.2.1. 2-es gyártású minták gyártás utáni állapotban

Minden területen belül készült egy nagyobb nagyítású felvétel, valamint soronként egy kisebb nagyítású is. A felvételek vizuális értékelésével nem állapítható meg egyértelműen, hogy az alsó rétegekben a legnagyobb a ferritarány és a középső rétegekben a legkevesebb. Ehhez a különbség feltehetően nem elég nagy, a szoftveres képelemzés és a ferritszkópos mérés biztosabb eredményt ad. Ugyanakkor a felvételeken látszódik, hogy jelentősebb mennyiségű szekunder ausztenit alakult ki, mivel gyártás során a rétegek egymást újrahevítik. A 46. ábrákon látható a szekunder ausztenit.



46. ábra. Szekunder ausztenit a 2-es gyártású mintákban

sor	oszlop			
	a	b	c	d
1	32,6	29,8	33,9	31,7
2	30,7	29,7	31	30,6
3	30,7	30,3	30,5	28,2
4	26,3	27,9	27	29,1
5	28,3	26,1	26,9	27,7

20. táblázat. 2-es gyártású, hőkezeletlen, "e" jelű minta ferrittartalma (%) ferritszkóppal

sor	oszlop			
	a	b	c	d
1	33,5	32,8	33,1	29
2	30,8	29,3	30,3	30,5
3	28,3	29,6	28,5	27,8
4	27,3	29,2	26,3	29,4
5	28,8	26,7	27,6	25,6

21. táblázat. 2-es gyártású, hőkezeletlen, "h" jelű minta ferrittartalma (%) ferritszkóppal

sor	oszlop			
	a	b	c	d
1	35	31,96	31,1	37,31
2	40,37	30,45	30,89	33,3
3	35,42	30,86	31,28	33,49
4	31,27	26,71	26,51	28,9
5	33,34	28,04	25,65	24,41

22. táblázat. 2-es gyártású, hőkezeletlen, "e" jelű minta ferrittartalma (%) képelemzéssel

sor	oszlop			
	a	b	c	d
1	37,89	44,07	41,3	44,01
2	33,36	33,02	34,36	44,64
3	31,57	37,19	38,74	35,49
4	34,81	36,29	36,68	32,68
5	37,15	27,44	34,07	31,02

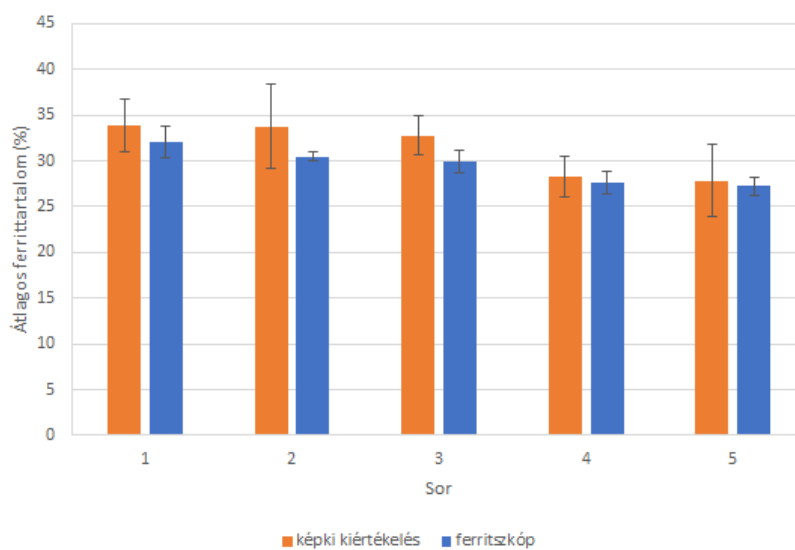
23. táblázat. 2-es gyártású, hőkezeletlen, "h" jelű minta ferrittartalma (%) képelemzéssel

sor	oszlop			
	a	b	c	d
1	263	257	255	258
2	259	255	260	259
3	255	254	262	260
4	258	253	260	250
5	255	252	264	255

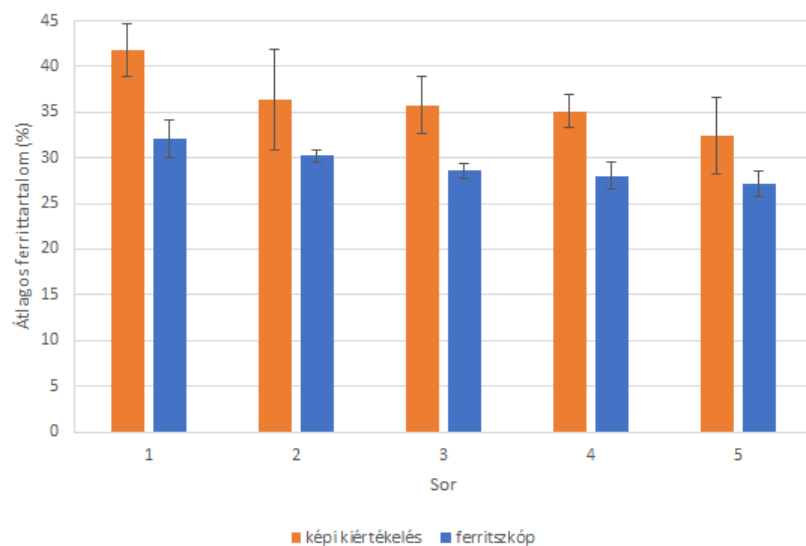
24. táblázat. 2-es gyártású, hőkezeletlen, "e" jelű minta keménysége (HV)

sor	oszlop			
	a	b	c	d
1	262	246	256	251
2	256	250	262	262
3	260	258	268	256
4	259	254	258	259
5	256	253	261	250

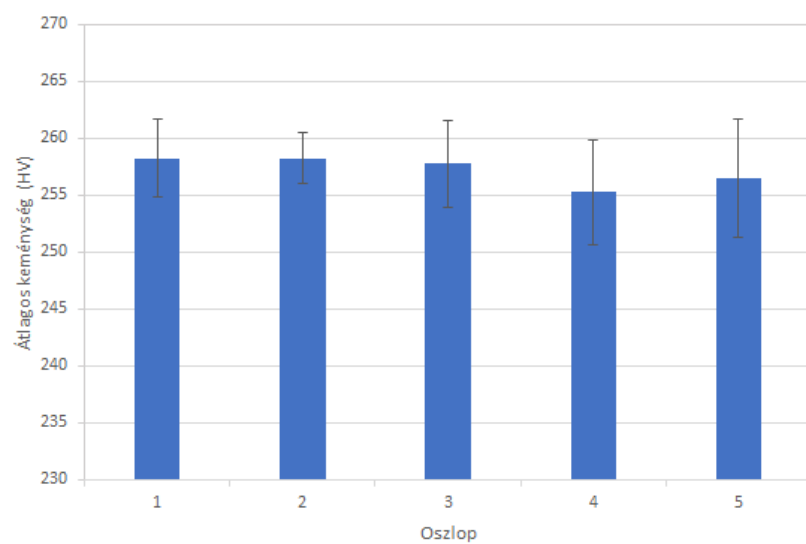
25. táblázat. 2-es gyártású, hőkezeletlen, "h" jelű minta keménysége (HV)



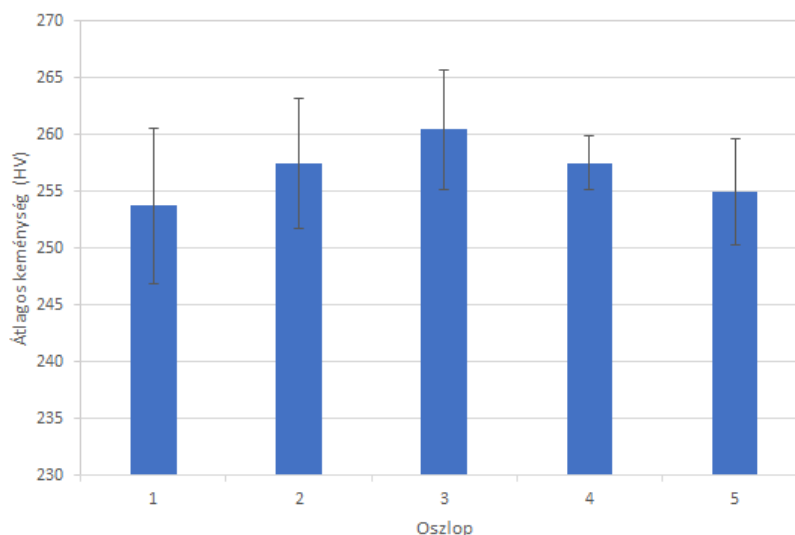
47. ábra. 2-es gyártású, hőkezeletlen, "e" jelű minta ferritarányai (%)



48. ábra. 2-es gyártású, hőkezeletlen, "h" jelű minta minta ferritarányai (%)



49. ábra. 2-es gyártású, hőkezeletlen, "e" jelű minta keménysége (HV)



50. ábra. 2-es gyártású, hőkezeletlen, "h" jelű minta keménysége (HV)

A 20. és 21. táblázatok tartalmazzák az "e" és "h" jelű minták ferritszkóppal mért ferrittartalmát. A 22. és 23. táblázatokban pedig ugyanezen minták képi kiértékelés útján meghatározott ferrittartalmak láthatóak. Az 47. ábrán az "e" jelű minta, a 48. ábrán a h jelű minta ferrittartalma látható mindkét módszerrel. Megállapítható, hogy mindkét módszer alapján valóban a legalsó rétegek tartalmazzák a legtöbb ferritet, felfelé haladva pedig csökken az arány, bár a képi kiértékelésnél a különbségek szóráson belül vannak. A várakozások szerint a legfelső rétegekben ismét növekvő ferritarányt kellene látni, de mindkét ábrán látható, hogy a felosztás szerinti 5. sor ferritarányai a legkisebbek. Megjegyzendő, hogy a felosztás szerinti 5. sor nagyjából a gyártott fal 28-34. rétegeit foglalja magában, az említett jelenség pedig csak a legfelső 1-2 sorra értendő. Az "e" és "h" jelű minták közötti eltérés a ferritarányban és a két módszer különbségében is látszik. A 47. ábrán szereplő e jelű minta soronkénti átlagos ferrittartalma a két módszer között nem mutat érdemi különbséget. A 48. ábrán szereplő h jelű minta ferrittartalma azonban már jelentős különbséget mutat a vizsgálatok között. A másodlagos fázisok képi kiértékeléssel a ferrit arányához adódnak, míg ferritszkópos mérés esetén az eltérő mágneses tulajdonságok miatt ez nem fordul elő. A két módszer szerinti ferritarány különbség akár a 10 %-ot is eléri a "h" jelű minta esetén. Megállapítható még, hogy a képi kiértékelés szórásai láthatóan nagyobbak, mint a ferritszkópos mérésé. A jelenség háttere, a vizsgálati területek nagysága közötti már korábban említett jelentős eltérés.

Eddigiekben a ferritarány változást a felosztás szerinti sorok alapján, azaz a fal magassága mentén vizsgáltam. Azonban felmerül a kérdés, hogy az előzetes várakozásoknak megfelelően a szélesség menti, azaz az oszlopok közötti különbség tényleg elhanyagolható-e? A képi kiértékelés eredményei alapján az oszlopok közötti átlagokban van különbség, azonban a szórás jelentős. A jóval kisebb szórású és a minta egészét nézve reprezentatívabb ferritszkópos mérés alapján a szélesség mentén az átlagos ferritarány különbség 1 %-on belül van. Kijelenthető tehát, hogy a továbbiakban is a magasság mentén érdemes vizsgálni a ferritarányt, a szélesség mentén a különbség elhanyagolható.

A keménységmérés eredményei a 24. és 25. táblázatokban és 49. és 50 ábrákon szerepelnek. Az ábrákon látható, hogy a keménység értékek szórásai olyan jelentősek (akár 15 HV is), hogy bármiféle valódi különbséget vagy tendenciát akár a felosztás szerinti sorok, akár az oszlopok mentén megállapítani nem lehet.

6.2.2. 2-es gyártású minta 1270 °C-os hőkezelést követően

Hőkezelésre a két minta közül az "e" jelű került. A felvételekről vizuális kiértékelés útján is megállapítható, hogy a szövetszerkezet a hőkezelés hatására homogénebb lett, a szekunder ausztenit fázisok pedig elbomlottak. A hőkezelés hatására a ferritarányra vizuális úton ez esetben sem állapítható meg, a különbség feltehetően kicsi.

sor	oszlop			
	a	b	c	d
1	32,4	30,2	29,9	30,9
2	32,1	30,5	31,2	29,7
3	31,2	31,8	32,8	28,2
4	31	31,3	29,7	30,3
5	27,1	26,6	27,1	29,2

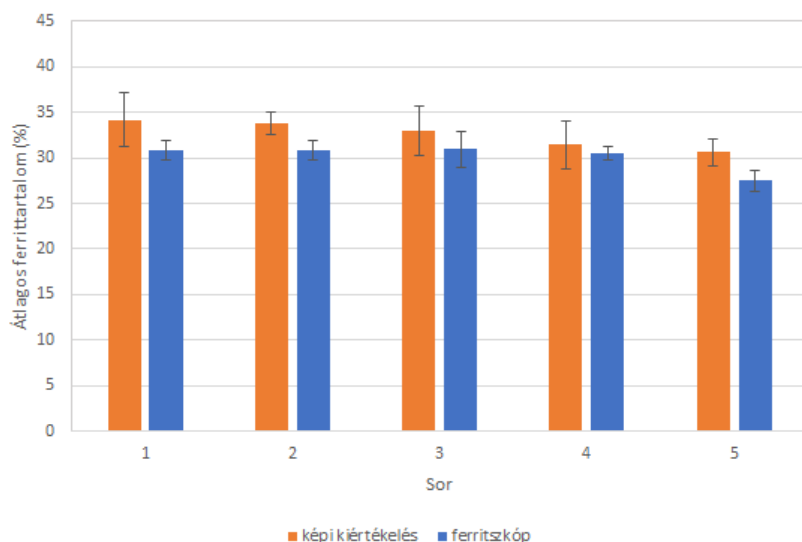
26. táblázat. 2-es gyártású, 1270 °C-on hőkezelt minta ferrittartalma (%) ferritszkóppal

sor	oszlop			
	a	b	c	d
1	35,22	32,41	34,34	33,41
2	32,65	31,31	31,1	36,88
3	28,33	30,87	31,89	34,7
4	30,01	28,75	31,84	31,86
5	27,1	26,6	27,1	29,2

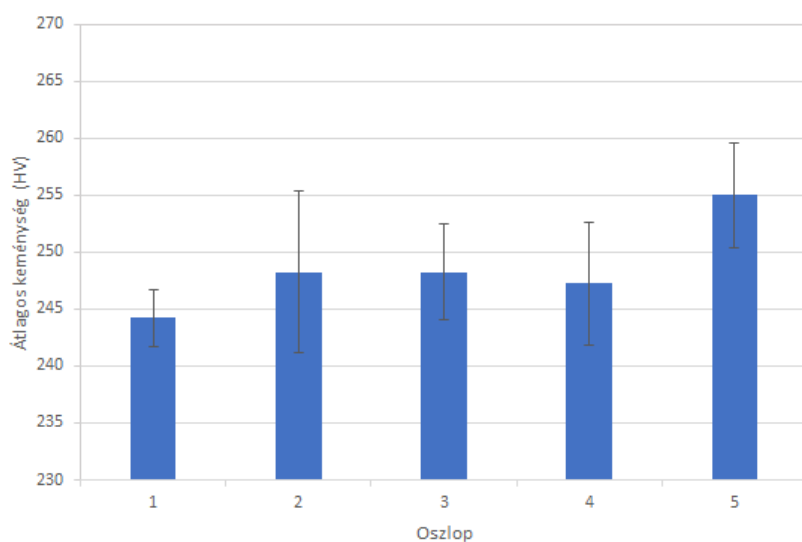
27. táblázat. 2-es gyártású, 1270 °C-on hőkezelt minta ferrittartalma (%) képelemzéssel

sor	oszlop			
	a	b	c	d
1	244	247	241	245
2	242	257	251	243
3	242	251	250	250
4	248	253	240	248
5	251	259	259	251

28. táblázat. 2-es gyártású, 1270 °C-on hőkezelt minta keménysége (HV)



51. ábra. 2-es gyártású, 1270 °C-on hőkezelt minta ferritarányai (%)



52. ábra. 2-es gyártású, 1270 °C-on hőkezelt minta keménysége (HV)

A 27. táblázat és a 51. ábra alapján megállapítható, hogy a hőkezelés hatására a ferritarány lényegében nem változott, csupán a két módszer szerinti különbség és a szórások csökkentek. Előbbi a másodlagos fázisok arányának csökkenésével, utóbbi a szövetszerkezet homogenitásának növekedésével magyarázható. A 28. táblázatban és 52. ábrán látható keménység értékek szórása továbbra is jelentős. Ennek okán a sorok közti keménység különbségek a szóráson belül vannak, így a minta magassága mentén a keménységekben semmilyen tendencia nem mutatható ki. Az kijelenthető, hogy a keménység értékek a hőkezelés hatására csökkentek.

6.2.3. 2-es gyártású minták vizsgálati eredményeinek összefoglalása

Összefoglalásként megállapítható, hogy a 2-es gyártású minták eredményeiben is nagy szerepet játszottak a másodlagos fázisok, mivel hőkezeletlen állapotban, főként a h jelű próbatest esetében jelentős különbség volt a képi kiértékelés és a ferritszkópos mérés szerinti ferritarányokban. A keménység értékek jelentős szórása magyarázható azzal, hogy egyes mérési pontokban a keményebb másodlagos fázisokba is belemértem. Kijelenthető, hogy hőkezelés hatására a szövetszerkezet homogenitása nőtt és a két módszer közötti ferritarány különbség csökkent, a keménység értékekkel együtt, azaz a másodlagos fázisok aránya csökkenthető hőkezeléssel. A kísérletek eredményei megerősítik a szakirodalmat, azaz magasabb hőkezelési hőmérséklet és a gyors hűtés növeli a ferritarányt, azonban nem sikerült az irodalomban szereplő adott hőkezelési hőmérsékletekhez tartozó ferritarányokat, valamint a célkitűzésekben megfogalmazott 40%-ot elérni. Ehhez további kísérletek szükségesek. A tapasztalatok alapján a hőkezelés hőmérsékletének további növelésével elérhető a kívánt ferritarány.

Hivatkozások

- [1] MSZ EN ISO 6507-1:2006 Fémek. Vickers-keménységmérés.
- [2] Alloy Families <https://www.ssina.com/education/product-resources/alloy-families/>.
- [3] FERITSCOPE ® FMP30 Measurement of the Ferrite Content in Austenitic and Duplex Steel Coating Thickness Material Analysis Microhardness Material Testing. Technical report.
- [4] <https://blog.perfectwelding.fronius.com/en/mig-mag-pulse-welding/>.
- [5] International Stainless Steel Forum. Duplex stainless steels. https://www.worldstainless.org/files/issf/non-image-files/PDF/ISSF_Duplex_Stainless_Steels.pdf.
- [6] ISO 16143-1:2014(en) Stainless steels for general purposes.
- [7] ISO 17781:2017(en) <https://www.iso.org/obp/ui/en/#iso:std:iso:17781:ed-1:v1:en>.
- [8] ISO/ASTM 52900:2021(en) Additive manufacturing — General principles — Fundamentals and vocabulary <https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso-astm:52900:ed-2:v1:en>.
- [9] What is stainless steel? https://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/Euro_Inox/What_is_Stainless_Steel_EN.pdf.
- [10] Varbai Balázs, Lados László, dr MÁJLINGER Kornél, Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem Anyagtudomány és Technológia Tanszék, and Bertalan Lajos utca. A védőgázhoz kevert nitrogén hatása duplex korrózióálló acélok volf-rátelektrodás védőgázos ívhegesztésekor THE EFFECTS OF NITROGEN ADDITON TO SHIEKDING GAS IN CASE OF DUPLEX STAINLESS STEEL TUNGSTEN INERT GAS WELDING. Technical report.
- [11] M. V. Biezma, U. Martin, P. Linhardt, J. Ress, C. Rodríguez, and D. M. Bastidas. Non-destructive techniques for the detection of sigma phase in duplex stainless steel: A comprehensive review, 4 2021.
- [12] Bálint Bögre and István Mészáros. Problems of ferrite content determination. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*, 64(2):150–158, 2020.
- [13] Kai Wang Chan and Sie Chin Tjong. Effect of secondary phase precipitation on the corrosion behavior of duplex stainless steels, 2014.
- [14] Bo Deng, Zhiyu Wang, Yiming Jiang, Tao Sun, Juliang Xu, and Jin Li. Effect of thermal cycles on the corrosion and mechanical properties of UNS S31803 duplex stainless steel. *Corrosion Science*, 51(12):2969–2975, 12 2009.
- [15] Dr. Palotás Béla. Korrózióálló acélok hegesztése <https://docplayer.hu/14588688-Korrozioallo-acelok-hegesztese.html>.

- [16] D. M. Escriba, E. Materna-Morris, R. L. Plaut, and A. F. Padilha. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 60(11):1214–1219, 11 2009.
- [17] F. H. Estupiñán López, C. Gaona Tiburcio, P. Zambrano-Robledo, J. A. Cabral, and F. Almeraya Calderon. Electrochemical Study of 17-4 and 17-7 PH Stainless Steels Used in the Aeronautical Industry. In *Proceedings of the Symposium of Aeronautical and Aerospace Processes, Materials and Industrial Applications*, pages 63–71. Springer International Publishing, 2018.
- [18] Fábíán Réka and Dr. Dobránszky János. Effect of Laser Beam Welding on the Microstructure of Duplex Stainless Steels.
- [19] Fatemeh Hejripour, Farrokh Binesh, Mark Hebel, and Daryush K. Aidun. Thermal modeling and characterization of wire arc additive manufactured duplex stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 272:58–71, 10 2019.
- [20] L. Karlsson. Background WELDING DUPLEX STAINLESS STEELS-A REVIEW OF CURRENT RECOMMENDATIONS WELDING DUPLEX STAINLESS STEELS-A REVIEW OF CURRENT RECOMMENDATIONS. Technical report.
- [21] Yoon Jun Kim, L. Scott Chumbley, and Brian Gleeson. Continuous cooling transformation in cast duplex stainless steels CD3MN and CD3MWCuN. In *Journal of Materials Engineering and Performance*, volume 17, pages 234–239. Springer Science and Business Media, LLC, 2008.
- [22] Gyura László, Fehérvári Gábor, and Balogh Dániel. Szabályozott anyagátvitelűfogyóelektródás védőgázos hegesztések vizsgálata. pages 7–17, 2010.
- [23] Linde Group. Gyakorlati tudnivalók Hegesztési védőgázok. Technical report.
- [24] Marcelo Martins and Luiz Carlos Casteletti. Effect of Heat Treatment on the Mechanical Properties of ASTM A 890 Gr6A Super Duplex Stainless Steel. Technical Report 1, 2005.
- [25] Gerhard Posch, Kerstin Chladil, and Harald Chladil. Material properties of CMT—metal additive manufactured duplex stainless steel blade-like geometries. *Welding in the World*, 61(5):873–882, 9 2017.
- [26] Pavel Salvetr, Andrea Školáková, Daniel Melzer, Michal Brázda, Jan Duchoň, Jan Drahokoupil, Petr Svora, Šárka Msallamová, and Pavel Novák. Characterization of super duplex stainless steel SAF2507 deposited by directed energy deposition. *Materials Science and Engineering A*, 857, 11 2022.
- [27] Sándor B. *WAAM hegesztett duplex acélok szövetszerkezeti vizsgálata*. 2022.
- [28] Manu Srivastava, Sandeep Rathee, Ankit Tiwari, and Mehul Dongre. Wire arc additive manufacturing of metals: A review on processes, materials and their behaviour. *Materials Chemistry and Physics*, 294, 1 2023.
- [29] S. S.M. Tavares, J. M. Pardal, J. L. Guerreiro, A. M. Gomes, and M. R. da Silva. Magnetic detection of sigma phase in duplex stainless steel UNS S31803. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 322(17), 9 2010.
- [30] B. Varbai, U. Y. Adonyi, R. Baumer, T. Pickle, J. Dobranszky, and K. Majlinger. Weldability of Duplex Stainless Steels-Thermal Cycle and Nitrogen Effects. *Welding Journal*, 98(3):78–S–87–S, 1 2019.
- [31] Balázs Varbai. A nitrogén szerepe a duplex korrózióálló acélok hegesztésekor]Doktori értekezés. Technical report.
- [32] Majlinger Kornél Varbai Balázs. A nitrogén szerepe a duplex acélok ívhegesztésekor.
- [33] Jagesvar Verma and Ravindra Vasantrao Taiwade. Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A review, 1 2017.
- [34] Elin M. Westin. *Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101*. Department of Materials Science and Engineering, Division of Physical Metallurgy, Royal Institute of Technology, 2010.
- [35] Benjamin Wittig, Manuela Zinke, and Sven Jüttner. Influence of arc energy and filler metal composition on the microstructure in wire arc additive manufacturing of duplex stainless steels. *Welding in the World*, pages 47–56, 2021.
- [36] Di Zhang, Aobo Liu, Bangzhao Yin, and Peng Wen. Additive manufacturing of duplex stainless steels -A critical review, 1 2022.
- [37] Xiaoyong Zhang, Kehong Wang, Qi Zhou, Jian Kong, Yong Peng, Jialuo Ding, Chenglei Diao, Dongqing Yang, Yong Huang, Tao Zhang, and Stewart W. Williams. Element partitioning and electron backscatter diffraction analysis from feeding wire to as-deposited microstructure of wire and arc additive manufacturing with super duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 773, 1 2020.
- [38] Yiqi Zhang, Fangjie Cheng, and Shaojie Wu. Improvement of pitting corrosion resistance of wire arc additive manufactured duplex stainless steel through post-manufacturing heat-treatment. *Materials Characterization*, 171, 1 2021.
- [39] Yiqi Zhang, Shaojie Wu, and Fangjie Cheng. A specially-designed super duplex stainless steel with balanced ferrite:austenite ratio fabricated via flux-cored wire arc additive manufacturing: Microstructure evolution, mechanical properties and corrosion resistance. *Materials Science and Engineering A*, 854, 9 2022.
- [40] Zhiqiang Zhang, Hongyang Jing, Lianyong Xu, Yongdian Han, Lei Zhao, and Xiaoqing Lv. Effect of post-weld heat treatment on microstructure evolution and pitting corrosion resistance of electron beam-welded duplex stainless steel. *Corrosion Science*, 141:30–45, 8 2018.