

AZ AUSZTEMPERÁLT GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVAS BAINITES ÁTALAKULÁSÁNAK VIZSGÁLATA

DOKTORI (Ph.D) ÉRTEKEZÉS

Kozsely Gábor
okl. kohómérnök

Témavezető:

Dr. Tranta Ferenc
egyetemi docens

Kerpely Antal Anyagtudományok és technológiák
Doktori Iskola

Miskolc
2007

TARTALOMJEGYZÉK

1. BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉS.....	6
2. AZ AUSZTEMPERÁLT GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVAS, ÁTALAKULÁSI FOLYAMATA, HŐKEZELÉSE ÉS TULAJDONSÁGAI.....	8
2.1 AZ ÖNTÖTTVASAK TÍPUSAI.....	8
2.2 A GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVAS ELŐÁLLÍTÁSÁNAK RÖVID TÖRTÉNETE.....	10
2.3 A GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVAS GYÁRTÁSTECHNOLÓGIÁJA...	11
2.4 A GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVASAK HŐKEZELÉSEI	13
2.5 VASÖTVÖZETEK FÁZISÁTALAKULÁSAI.....	14
2.5.1 Perlites átalakulás.....	15
2.5.2 Proeutektoidos szövetelem.....	16
2.5.3 Martenzites átalakulás.....	18
2.6 BAINITES ÁTALAKULÁS.....	19
2.6.1 Felső bainit.....	21
2.6.2 Alsó bainit.....	21
2.6.3 Karbidok képződése.....	22
2.6.3.1 Epszilon-karbid.....	23
2.6.3.2 Eta-karbid.....	23
2.6.3.3 Khi-karbid.....	24
2.6.3.4 Kappa-karbid.....	24
2.6.4 A bainit egyéb megjelenési formái	25
2.6.4.1 Szemcsés bainit.....	25
2.6.4.2 Inverz bainit	25
2.6.4.3 Oszlopos bainit.....	25
2.6.5 Ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas bainites átalakulása.....	26
2.7 AZ AUSZTEMPERÁLÓ HŐKEZELÉS FOLYAMATA	26
2.7.1 Ausztenítés.....	28
2.7.2 Lehűtés az ausztemperálási hőmérsékletre	29
2.7.3 Ausztemperálás	29
2.8 AZ ÖTVÖZŐELEMEL HATÁSA A BAINITES ÁTALAKULÁSRA. AZ ÖTVÖZET OPTIMÁLIS ÖSSZETÉTELE.....	30
2.8.1 Szilícium	31
2.8.2 Mangán.....	31
2.8.3 Molibdén	31
2.8.4 Réz, nikkel és egyéb ötvözőelemek.....	32
2.8.5 Az ötvözés gyakorlati megvalósítása.....	32
2.9 A SZÖVETSZERKEZET HATÁSA AZ AUSZTEMPERÁLT GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVAS MECHANIKAI TULAJDONSÁGAIRA	33
2.9.1 Szakítószilárdság, folyáshatár, és nyúlás.....	34
2.9.2 Kopásállóság.....	38
2.9.3 Dinamikus tulajdonságok, fárasztási vizsgálat	38
2.9.4 Megmunkálhatóság.....	39

2.10 AZ AUSZTEMPERÁLT GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVAS ALKALMAZÁSI TERÜLETE	39
3. FÉMTANI VIZSGÁLATOK	41
3.1 TÁGULÁSMÉRÉS (DILATOMETRIA).....	41
3.1.1 A mérés elve.....	41
3.1.2 A dilatόμεteres vizsgálat gyakorlati megvalósítása.....	43
3.1.3 A vasötvözetekre vonatkozó dilatόμεteres kutatások áttekintése.....	44
3.1.4 A dilatόμεteres számítások alapjai.....	46
3.2 RÖNTGENDIFFRAKCIÓS VIZSGÁLATOK.....	49
3.2.1 Diffrakció elve és alkalmazása	49
3.2.3 Kvalitatív és kvantitatív fázisanalízis	51
3.2.4 A fázisok rácsparaméterei	52
3.2.4.1 Az ausztenit rácsparamétere	53
3.2.4.2 A ferrit rácsparamétere	53
3.2.4.3 A cementit rácsparamétere.....	54
4. SAJÁT VIZSGÁLATOK	55
4.1 VIZSGÁLATI ANYAG	55
4.2 TERMOMÁGNESES VIZSGÁLATOK.....	55
4.3 DILATOMÉTERES VIZSGÁLATOK	57
4.3.1 A Fémtani Tanszéken végzett vizsgálatok.....	57
4.3.2 Freibergben végzett vizsgálatok	61
4.4 RÖNTGENDIFFRAKCIÓS VIZSGÁLATOK.....	63
4.5 DILATOMÉTERES SZÁMÍTÁSOK.....	64
4.5.1 Az ausztenit ferritté alakulásának számítása	64
4.5.2 A ferrit és karbid együttes képződése	68
5. EREDMÉNYEK.....	72
5.1 AZ AUSZTENITESÍTÉSI HŐMÉRSÉKLET HATÁSA AZ ÖNTÖTTVAS M_s HŐMÉRSÉKLETÉRE	72
5.2 AZ IZOTERMÁS ÁTALAKULÁSI DIAGRAM MEGHATÁROZÁSA.....	73
5.3 A DILATOMÉTERES GÖRBÉKEN JELENTKEZŐ ÖSSZEHÚZÓDÁS VIZSGÁLATA	75
5.4 RÖNTGENDIFFRAKCIÓS VIZSGÁLATOK.....	80
5.5 A VIZSGÁLATI EREDMÉNYEK ÖSSZEFOGLALÁSA	84
5.6 A DILATOMÉTERES SZÁMÍTÁSOK EREDMÉNYEI.....	85
6. ÖSSZEFOGLALÁS.....	91
SUMMARY.....	93
KÖVETKEZTETÉSEK, TÉZISEK	95
TUDOMÁNYOS KÖZLEMÉNYEK	97
KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS.....	100
IRODALOMJEGYZÉK.....	101

JELÖLÉSJEGYZÉK

a	rácsparaméter; nm
a_{α}	a ferrit rácsparamétere; nm
a_{γ}	az ausztenit rácsparamétere; nm
$a_{\Theta}, b_{\Theta}, c_{\Theta}$	a cementit rácsparamétere; nm
A	abszorpciós faktor
C	berendezésfaktor
d	síktávolság
D	Debye-Waller faktor
$ F ^2$	szerkezeti faktor
G	adott röntgendiffrakciós mérésnél a konstans faktorok szorzata
$G_{hkl,\alpha}$	a ferrit fázis mért $\{hkl\}$ reflexiójára kiszámított konstansok szorzata
$G_{hkl,\gamma}$	az ausztenit fázis mért $\{hkl\}$ reflexiójára kiszámított konstansok szorzata
h, k, l	Miller-indexek
H	adott kristályban az egyenértékű (hkl) síkok számát kifejező faktor
HT	felületvalószínűség
$I(2\Theta)$	intenzitásgörbe
$I_{hkl,\alpha}$	a ferrit illetve a martenzit fázis intenzitása
$I_{hkl,\gamma}$	az ausztenit fázis intenzitása
k	megoszlási hányados
m	a vaskarbidban lévő vas és karbonatomok aránya
N	térfogategységenként az elemi cellák száma (3.2.3 fejezetben)
N^{α}	a folyamat közben a ferritben lévő atomok száma
N_C^{α}	a folyamat közben a ferritben lévő karbonatomok száma
N_{Fe}^{α}	a folyamat közben a ferritben lévő vasatomok száma
N^{α_1}	az 1. reakcióban képződött ferritben lévő atomok száma
$N_C^{\alpha_1}$	az 1. reakcióban képződött ferritben lévő karbonatomok száma
$N_{Fe}^{\alpha_1}$	az 1. reakcióban képződött ferritben lévő vasatomok száma
N^{α_2}	a 2. reakcióban képződött ferritben lévő atomok száma
$N_C^{\alpha_2}$	a 2. reakcióban képződött ferritben lévő karbonatomok száma
$N_{Fe}^{\alpha_2}$	a 2. reakcióban képződött ferritben lévő vasatomok száma
N^{γ}	a folyamat közben az ausztenitben lévő atomok száma
N_C^{γ}	a folyamat közben az ausztenitben lévő karbonatomok száma
N_{Fe}^{γ}	a folyamat közben az ausztenitben lévő vasatomok száma
N^{γ_1}	az 1. reakció végén az ausztenitben lévő atomok száma
$N_C^{\gamma_1}$	az 1. reakció végén az ausztenitben lévő karbonatomok száma
$N_{Fe}^{\gamma_1}$	az 1. reakció végén az ausztenitben lévő vasatomok száma
N^{Φ}	a vaskarbidban lévő atomok száma
N_C^{Φ}	a vaskarbidban lévő karbonatomok száma

N_{Fe}^{Φ}	az ausztenitben lévő vasatomok száma
N^{Φ_2}	a 2.reakcióban képződött vaskarbidban lévő atomok száma
$N_{\text{C}}^{\Phi_2}$	a 2.reakcióban képződött vaskarbidban lévő karbonatomok száma
$N_{\text{Fe}}^{\Phi_2}$	a 2.reakcióban képződött vaskarbidban lévő vasatomok száma
q	rácselemhez tartozó vasatomok száma
T	textúra tényező
V_{α}	ferrit térfogathányada (3.2.3 fejezetben)
V_{γ}	ausztenit térfogathányada (3.2.3 fejezetben)
V	a folyamatok közbeni térfogat
V_0	az 1.folyamat elején a kiinduló térfogat
V_1	az 1. folyamat végén (2. folyamat elején) kialakult térfogat
$\frac{\Delta V}{V_0}$	relatív térfogatváltozás a kiinduló térfogathoz viszonyítva
$\frac{\Delta V}{V_0}$	relatív térfogatváltozás az 1. folyamat végén kialakult térfogathoz viszonyítva
W	szögfaktor
α	az adott folyamatban keletkező ferrit fázis
α_1	az 1. reakcióban kialakult ferrit
α_2	a 2. reakcióban kialakult ferrit
γ	adott folyamatban átalakuló ausztenit fázis
γ_0	kezdeti (a 1.reakció előtt meglévő) ausztenit fázis
γ_1	az 1. folyamat végén megmaradt ausztenit fázis
λ	hullámhossz; m, nm, pm
v	rácselem térfogata; nm ³
v_{α}	a ferrit rácselemének térfogata; nm ³
v_{γ}	az ausztenit rácselemének térfogata; nm ³
v_{γ_0}	a kiinduló ausztenit rácselemének térfogata; nm ³
v_{γ_1}	az 1. folyamat végén az ausztenit rácselemének térfogata; nm ³
v_{Φ}	a vaskarbid rácselemének térfogata; nm ³
Θ	beesési szög; °
2Θ	diffrakciós szög; °
Φ	vaskarbid fázis
χ	karbontartalom atomtörtben kifejezve
χ_{α}	a ferrit karbontartalma atomtörtben kifejezve
χ_{γ}	a folyamat során az ausztenit karbontartalma atomtörtben kifejezve
χ_{γ_0}	az 1. folyamat elején az ausztenit karbontartalma atomtörtben kifejezve
χ_{γ_1}	az 1. folyamat végén az ausztenit karbontartalma atomtörtben kifejezve
χ_i^{Ψ}	a Ψ fázis i jelű ötvöző (szennyező) elem tartalma atomtörtben kifejezve

1. BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉS

Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas (Austempered Ductile Iron, ADI) olyan gyengén ötvözött és hőkezelt gömbgrafitos öntöttvas, amelynek szövetszerkezete a gömbgrafiton kívül tűs bainites ferritből és karbonban dús ausztenitből áll. Az ausztemperálás lényegében egy olyan technológiai művelet, amely ausztenitesítő hőkezelésből és az ezt követő bainites tartományban végzett izotermás hőkezelésből áll. Ezt a szövetszerkezetet az öntészeti szakirodalomban Kovács Béla Viktor után auszferritnek is nevezik, és ezt az amerikai ASTM A 644-92 szabványban is rögzítették [1, 2].

Amióta a 60-as évek elején az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvasat felfedezték, azóta közkedvelt anyag. Harminc éve annak, hogy a tömeggyártása megkezdődött és nagyszámú késztermék alapanyagaként használják. Ez a siker nyilvánul meg abban az előrejelzésben, amely szerint Észak-Amerika igénye a közeljövőben elérheti a 200 ezer tonna/év mennyiséget. Ez annak köszönhető, hogy az összetétel és a hőkezelési paraméterek megválasztásával a mechanikai tulajdonságok széles határokon belül módosíthatóak, jó az önthetősége, és gazdaságos az előállítása. Ennek ellenére az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvasban rejlő lehetőségek még koránt sincsenek teljesen kihasználva, ezért szükséges, hogy jobban megértsük a hőkezelés során lejátszódó folyamatokat.

Az ADI ipari alkalmazásának növekedése maga után vonta a tudományos kutatások és fejlesztések volumenének növekedését is, így napjainkban az egyik legnépszerűbb kutatási témává vált az öntéssel, illetve fémtannal foglalkozó kutatók körében. A kutatások számtalan részterületre terjednek ki: az ADI alkalmazhatóságára (kiváltva például a kovácsolt acélt), a hőkezelési technológia, a hőkezelő berendezések fejlesztésére, a fizikai és mechanikai tulajdonságok vizsgálatára, és nem utolsósorban az ausztemperálás során végbemenő folyamatok vizsgálatára.

A vasötvözetekben végbemenő átalakulások fázisai, szövetelemei mennyiségének mérésére alapvetően kétféle módszer terjedt el. A mikroszkópos vizsgálati technikához kötődő módszer a különböző hőkezelések után a maratott metallográfiai csiszolaton jól megkülönböztethető fázisok területarányának értékelésén alapszik. Az átalakult hányad megállapítására szolgáló mérések másik nagy csoportja viszont az átalakulások során a fizikai tulajdonságok változásának mérésére épül. Ilyen tulajdonságok lehetnek a villamos ellenállás, a mágneses és termikus tulajdonságok, valamint a térfogatváltozás.

A leggyakrabban használt módszer a fázisátalakulások vizsgálatára a távulásmérés. A mérés alapja, hogy a fázisok fajtérfogata eltér egymástól, és az átalakulási folyamat során az átalakulási térfogathányad arányos a fajtérfogat változásával, ami viszont arányos a hosszváltozással, amit dilatométerrel közvetlenül lehet mérni. A távulásmérést használják a hőtágulási együttható mérésére, illetve a vasötvözetek átalakulási diagramjainak a meghatározására is. A dilatométerek pontosságának növekedése lehetővé tette az átalakulási folyamatok kvantitatív elemzését is. A mérés technika és számítástechnika fejlődésével a dilatométeres görbék számszerű felvétele is megoldódott, amely az átalakulási folyamatok kinetikai vizsgálatát tette lehetővé.

A kutatásaim célja a gömbgrafitos öntöttvas ausztemperálása során lejátszódó folyamatok vizsgálata a hőkezelési paraméterek (ausztenitesítés hőmérséklete, az ausztemperálás hőmérséklete, illetve a hőntartás ideje) függvényében, adott összetételű anyagnál. Erre alapvetően a dilatométeres vizsgálatot használtam, amelyet mágneses és röntgendiffrakciós és szövetvizsgálatokkal egészítem ki.

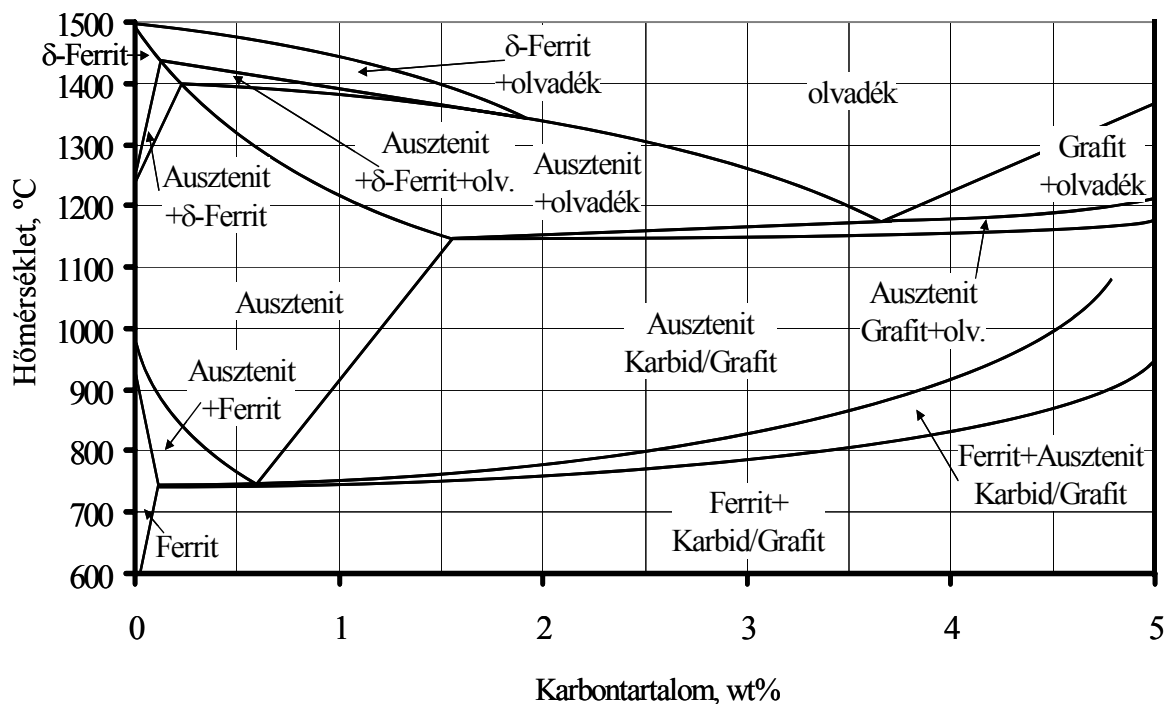
A dilatométeres vizsgálatoknál új jelenségeként azt az anomáliát tapasztaltam, hogy az átalakulás során nemcsak tágulás, hanem bizonyos körülmények között összehúzódás is jelentkezett. Ezt az anomáliát a freibergi TU Bergakademie-n végzett méréseim is megerősítették.

A disszertációm célja, hogy ezt az anomáliát megmagyarázzam. Az átalakulási folyamat során fellépő méretváltozásokat elméleti számításokkal is alátámaszom.

2. AZ AUSZTEMPERÁLT GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVAS, ÁTALAKULÁSI FOLYAMATA, HŐKEZELÉSE ÉS TULAJDONSÁGAI

2.1 AZ ÖNTÖTTVASAK TÍPUSAI

Az öntöttvas lényegében Fe-C-Si ötvözet, amely egyéb ötvöző- és szennyezőelemeket is tartalmaz. Az ötvözőelemeket az önthetőség, a kristályosodás illetve a hőkezelések feltételeinek javítása érdekében adják hozzá a vasötvözethez. A szennyezőelemek a gyártás során nem szándékosan, sőt szándékunk ellenére kerülnek a vasötvözetbe. A közönséges öntöttvasak jelentős mennyiségű foszfort tartalmaznak (javítja az önthetőséget és a formakitöltő képességet). A nagyszilárdságú öntöttvasaknál, mint például a gömbgrafitos öntöttvasnál is a foszfortartalmat olyan szinten tartják, hogy ne jelenjen meg a steadit (ternér eutektikum). A szilícium a karbon után a legfontosabb ötvözőelem, erősen grafitosító hatású.



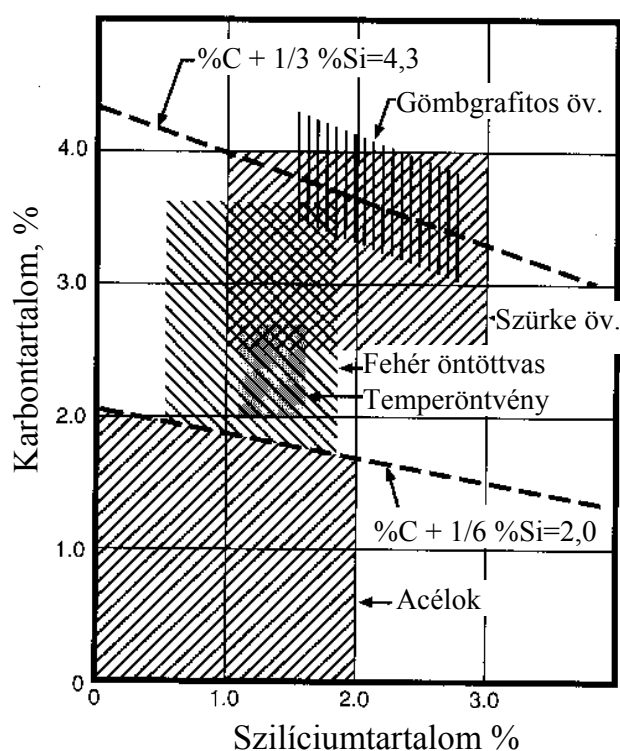
2.1 ábra

Az Fe-C-Si rendszer fázisdiagramja 2% szilíciumtartalomnál [6]

Hőkezeléssel a kristályosodás után kialakult szövetszerkezetet módosítják, ezáltal érik el a kívánt tulajdonságokat. A hőkezelésnek illetve bármilyen technológiai folyamatnak az alapjai a vas-karbon egyensúly fázisdiagramból adódnak [3]. Az ebben megadott hőmérsékletek és koncentrációk azonban a kísérő és ötvözőelemek hatására megváltoznak. A Fe-C-Si rendszer fázisdiagram metszetét 2wt% szilíciumtartalomnál a 2.1 ábra mutatja [4–6]. Jól látható, hogy a szilícium megváltoztatja ugyan az Fe-C ötvözetrendszer nonvariáns folyamatait, azt monovariánsá, hőmérséklet közben végbemenővé teszi, de jellegén nem

változtat. Jelentős a hatása a jellegzetes koncentrációkra is. Például csökkenti az eutektikus és az eutektoidos karbontartalmat, csökkenti az auszénit karbonoldó képességét.

Az öntöttvas szövetét lényegében az összetétele és az öntött állapotból való lehűlés sebessége határozza meg. Minél nagyobb a karbon és a szilíciumtartalom, annál inkább alakul ki a stabilis rendszer szerinti szövet. A lehűlési sebesség növelése viszont a metastabilis rendszer folyamatoknak kedvez. Az öntést követő lehűlési sebesség az öntvény falvastagságától és az öntőforma hőelvonó képességétől függ. A 2.2 ábra a gyakorlatban használt karbon és szilícium összetétel intervallum alapján mutatja be a vasötvözetek típusait [7].



2.2 ábra

A vasötvözetek fajtái a karbon illetve a szilíciumtartalom függvényében [7]

Kristályosodás	Átalakulás	Szövetelemek
karbidos	karbidos	lédeburit+perlit
karbidos+grafitos	karbidos	lédeburit+grafit+perlit
grafitos	karbidos	grafit+perlit
grafitos	karbidos+grafitos	grafit+ferrit+perlit
grafitos	grafitos	grafit+ferrit

2.1 táblázat

Az öntöttvasak kristályosodásának és átalakulásának lehetséges módjai és az ez alapján kialakuló szövetelemek

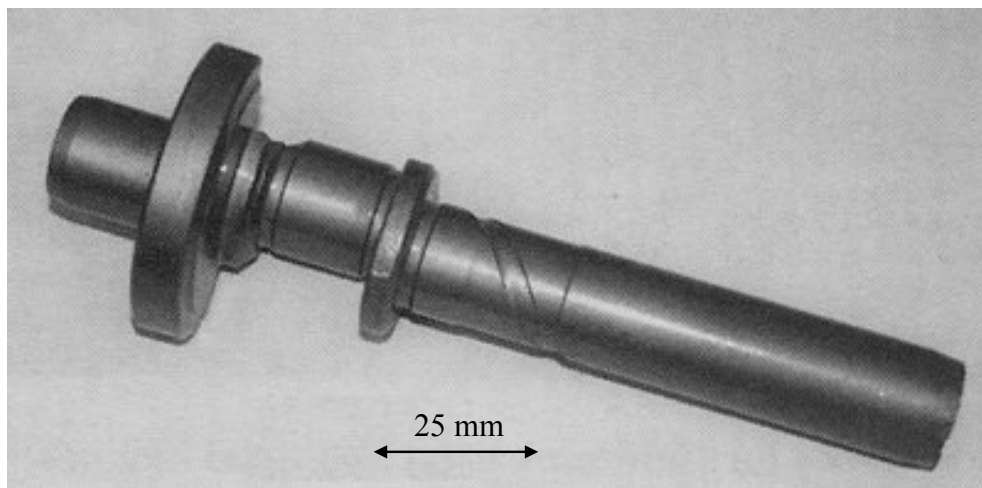
A karbon, a szilícium, és a lehülési sebesség hatását az úgynevezett öntöttvas diagramokban foglalják össze. A klasszikus Maurer diagram egy adott lehülési sebesség mellett a karbon- és a szilíciumtartalom alapján adja meg az öntöttvas szövétét. Az öntöttvas két fontos folyamata a kristályosodás és az ausztenit szilárd állapotbeli átalakulása. Mindkettő végbemehet grafitosan és karbidosan. Ennek függvényében az öntöttvas lehetséges szövetelemeit a 2.1 táblázat mutatja be.

A grafitos kristályosodás esetén a grafit alakja, mérete, mennyisége és eloszlása eltérő. A grafit alakjának kialakulását számos tényező befolyásolja, például a grafitcsíra fajtája, alakja, az ötvözés stb.

2.2 A GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVAS ELŐÁLLÍTÁSÁNAK RÖVID TÖRTÉNETE

A gömbgrafitos öntöttvasgyártás történetének kezdete a múlt század 20-as éveinek végére nyúlik vissza. Ekkor kísérleteket végeztek a nikkel hasznosítására az öntvénygyártás, elsősorban a vasöntvénygyártás terén. Ennek eredményeként olyan öntöttvasat sikerült előállítani, amelyben a grafit gömb alakban volt jelen, így öntött állapotban szívós és mérhető nyúlású, nagy karbontartalmú öntöttvasat nyertek. 1938-ban az eutektikushoz közel eső összetételű öntöttvas szövétében bázikus salakkal végzett olvadékezelés és jelentős túlhevítés után ugyancsak gömbgrafitot találtak. Ezt követően kísérletek indultak a magnézium hatásának vizsgálatára az erősen ötvözött fehértöretű öntöttvasban, majd a hipoeutektikus öntöttvasban. A laboratóriumi körülmények között kapott eredmények alapján megkezdték az ipari bevezetés előkészítését, amelyet 1948. áprilisában fejeztek be [4, 5, 7–10]. Ezzel a munkával párhuzamosan a British Cast Research Association kutatóinak sikerült hipereutektikus öntöttvasban kis mennyiségű cériummal és más ritkaföldfémekkel a grafitot gömb alakban kristályosítani. Ezekről az eredményről Henton Morrogh 1948. május 7.-én az American Foundryman's Society philadelphiai ülésén számolt be. Ez az előadás tekinthető az első jelentős közleménynek a gömbgrafitos öntöttvas előállításával kapcsolatos szakirodalomban [4, 5, 7–10].

Az első szabadalmi bejelentés 1946 júliusában keletkezett. Az International Nickel Co. Ltd. magnéziumos eljárását 1947-ben szabadalmaztatta. Ezt követően az események felgyorsultak, a szabadalmaztatott eljárások üzemi bevezetése megindult. 1949-ben az USA-ban már 50 szabadalomtulajdonos volt, 1966-ban pedig már 651. Szintén 1949-ben született meg az első gömbgrafitos öntöttvasakra vonatkozó szabvány ASTM A339-51T számon, amelyet a később a máig is érvényben lévő ASTM A 536-ra neveztek át. Ezzel megindult a gömbgrafitos öntöttvas térhódítása, gyártásának továbbfejlődése. Alig 20 év múlva az USA-ban a gépjármű öntvények 40%-a, a csövek 26%-a és a mezőgazdasági gép öntvények 55%-a már gömbgrafitos öntöttvasból készült [11].



2.3 ábra

Az ausztemperált öntöttvas első ipari alkalmazása [7, 10]

Az 1960-as években a General Motors sikeresen tesztelt ausztemperált gömbgrafitos öntöttvasból készült sebességváltókat. Az első ipari alkalmazása 1972-ben egy hűtőgép kompresszor forgattyús tengely volt, amely a 2.3 ábrán látható [7, 10]. A 90-esek években az ADI öntvények felhasználása rohamos ütemben nőtt, és az évezred végére elérte a 80 ezer tonnát [10].

2.3 A GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVAS GYÁRTÁSTECHNOLÓGIÁJA

Az öntödék feladata olyan gömbgrafitos vasöntvény előállítás, amely biztosítja a jó minőségű ausztemperált késztermék gyártását. A gyenge minőségű vasöntvény nem alkalmas erre a célra, mivel az ausztemperáló hőkezelés során már a kisebb öntvényhibák (mikrozárványok, salak, mikroporozitás, öntési hibák) is megnövekednek és rontják az öntvény mechanikai tulajdonságait.

A jó ausztemperált öntvény gyártásának feltételei [7, 12–16]:

- egyenletes eloszlású és legalább $100\text{db}/\text{mm}^2$ mennyiségű grafit gömbszemcse legyen
- a gömbszemcsésítés mértéke 80% felett legyen
- a szövetszerkezet megengedett maximális karbid és nemfémes zárvány tartalma 0,5% alatt legyen
- mikroporozitás és/vagy mikrolunker megengedett maximális mértéke 1V/V%.

A hőkezelés előtt a kiinduló szövetszerkezetet a kristályosodási folyamat határozza meg. A gömbgrafitos öntöttvas kristályosodása a gömbalakú grafit sajátos kristályosodási körülményeiben tér el a lemezgrafitos öntöttvasétól. A gömbgrafit a lemezgrafittól eltérően nem egykristály. A közel eutektikus összetételű olvadékból a kristályosodás a grafitcsíra megjelenésével kezdődik el. Az aktív csíra szerepét a metalloid elemek oxidjai, karbidjai egyaránt játszhatják, de grafit maradványok is szolgálhatnak csíráként. A kritikus csírák kialakulását követően azok növekedésénél a szerkezeti túlhűlés és a grafit/olvadék

határfelületi feszültség is fontos szerepet játszik. A gömböt alkotó valamennyi hexagonális rácselem c-tengelye a gömb középpontjából kifelé mutat, a növekedés iránya megegyezik a c-tengellyel. A c-tengely irányú növekedést gátló elemek (S, O) atomjainak hiánya teszi lehetővé a grafit gömbalakú kristályosodását. A grafit növekedése során a környező olvadék karbonban szegényedik. A karbonban elszegényedett olvadékból létrejön az ausztenitcsíra, amely gyorsan körülveszi a gömbalakú grafit csírát. Ezzel létrejön az ausztenitből és grafitból álló eutektikum. Az olvadékból az eutektikum növekedése csak úgy történhet, hogy az olvadékból a karbonatomok az ausztenitburkon keresztül diffundálva ráakódnak a grafitcsírára, és az ausztenit fázis pedig a burok vastagságát növeli. Ennek a diffúciónak a hajtóereje az a koncentrációkülönbség, ami az olvadékkal érintkező és a grafittal érintkező ausztenit egyensúlyi karbontartalma között van. (Természetesen ahhoz, hogy a grafitcsíra illetve gömbgrafit fázis növekedni tudjon a vasatomoknak a grafit szomszédságából öndiffúziós folyamattal el kell távoznia). Így az egyetlen grafitcsírából létrejön a gömbgrafit eutektikus cellája (közel gömbszerű képződmény) közepén a gömbös grafit fázis, és azt körülveszi az ausztenit. A keletkezett grafitcsírák száma határozza meg, hogy mennyire tudnak nőni ezek a cellák, azaz milyen finom lesz a szövet. Adott összetételi és olvadékcsíra állapot mellett a lehűlési sebességgel több csíra képződik.

Az eutektikus cellán belül a szilícium dúsulása olyan, hogy a grafit mellett több, a cella szélein kevesebb, ugyanis a binér eutektikum kristályosodása a gyakorlati ötvözetekben hőmérséklet közben megy végbe, miközben az olvadék összetétele úgy változik, hogy nagyobb hőmérsékleten, azaz kezdetben az eutektikus cella kristályosodása nagyobb szilíciumtartalmú olvadékból a végső szakaszban a kisebb szilíciumtartalmú olvadékból jön létre. Az eutektikum fázisa közül a szilícium a grafitba nem épül be, csak az ausztenit fázis tartalmazza. Ezzel az először keletkezett —grafit melletti elhelyezkedő— ausztenitnek nagyobb a szilíciumtartalma. A dúsulás szempontjából jelentős foszfor az eutektikus cella szélén dúsul fel hasonlóan az acélok kristályosodásához. A kristályosodás végén az ausztenit és az abban lévő grafit gömbök alkotják a szövetet. A gömbgrafitos öntöttvasban lehetőleg ne legyen foszfid eutektikum és minél kevesebb szulfid zárványt tartalmazzon.

Az ausztenit karbonoldó képessége a hőmérséklettel csökken, az ausztenit karbonban telített lesz. Hűlés közben szekunder grafit válik ki belőle ráakódva a gömbökre, majd az eutektoidos folyamatban vagy a stabil rendszer szerint ferrit és grafit alakul át, vagy a metastabil rendszer perlitte. Hogyha a folyamat a stabil rendszernek megfelelően megy végbe a most képződött grafit ráakódik az eutektikus grafitra. A fémes alapanyag tisztán ferritből áll. Mivel ehhez a karbon hosszútávú diffúziójára van szükség nagyon gyakran fordul elő, hogy a grafitos átalakulás csak a grafit gömbök közelében zajlik le. Távolsági metastabil módon perlit jön létre. A grafit melletti grafitos átalakulást az ott dúsult szilícium is segíti. Ha grafitosító és karbidosító elemek aránya az utóbbiak javára tolódik el az egész ausztenit átalakulása karbidosan történik és ilyenkor az egész fémes alapanyag perlitből áll. Az összetételtől és lehűlési sebességtől függően a fémes alapanyag a tisztán ferritestől a tisztán perlitesig változhat.

2.4 A GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVASAK HŐKEZELÉSEI

A korai időszakban a grafit módosításával sikerült az öntöttvasak szívóssági tulajdonságainál jelentős javulást elérni, akár 20%-os nyúlást is. A szívóssági és szilárdsági tulajdonságok javításában további fejlődési lehetőséget kínált a fémes alapszövet módosítása. Így alakult ki a ferrites, perlites és többek között a bainites vagy más néven ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas.

Az öntöttvasak alkalmazási területét hőkezeléssel ki lehet terjeszteni. Szűkebb értelemben vett hőkezelő műveletekre jellemző, hogy a kívánt tulajdonságait pusztán azáltal érjük el, hogy a termék hőmérsékletét szilárd állapotban, időben célszerűen változtatjuk, de e műveletek közben nem változik meg a termék átlagos vegyi összetétele és a termék képlékeny alakítást sem kap. A gömbgrafitos öntöttvasnál lehetséges a szövetszerkezet széles határok közötti megváltoztatása úgy, hogy minden öntvénynek a saját felhasználási céljának a lehető legjobban megfelelő optimális tulajdonságot adjanak. Hátránya viszont, hogy fennáll a vetemedés, a revésedés, a dekarbonizálódás illetve a repedésképződés veszélye. Ezenkívül megnő a gyártás költsége és időszükséglete [5, 17].

A hőkezelés célja lehet:

- a belső feszültségek csökkentése
- jó forgácsolhatóság elérése
- a gömbgrafitos öntöttvas szilárdságának illetve szívósságának biztosítása
- nagy kopásállóság biztosítása.

Ezek alapján a következő hőkezeléseket különböztetjük meg:

- Feszültségcsökkentő izzítás: Az öntvény termikus illetve öntési feszültségeinek csökkentésére irányuló hőkezelés. Általában 650°C-nál alacsonyabbra hevítik az öntvényt, és megfelelő hőtartás után lassan lehűtik.
- Lágyítás: A hőkezelés során az öntvényeket olyan hőmérsékletre hevítik, amelyen meghatározott idő alatt az önálló cementit és/vagy a perlit cementitje ferritté és grafitná bomlik, ezáltal a lehető leglágyabb szövetszerkezet jön létre. Az ilyen hőkezelés célja a megmunkálhatóság javítása, a keménység csökkentése, vagy a jobb szívósság, ütemmunka elérése.
- Nemesítés (edzés és megeresztés): Az edzés lényege, hogy az ausztenitesítő izzítást követően olyan gyors legyen a hűtés, hogy martenzites szövet képződjék, miáltal a termék keménysége és szilárdsága nő. Megeresztéssel a martenzites szövet nagy ridegségét (A_1 -nél kisebb hőmérsékletre történő újbóli hevítéssel) enyhíteni lehet. Ezáltal csökken a keménység, de a szívósság nő. Ezzel biztosíthatóak a változatos szilárdsági és szívóssági tulajdonságok.
- Ausztemperálás: Olyan technológiai művelet, amely ausztenitesítésből és az ezt követő bainites tartományban végzett izotermás kezeléssel áll. A helyesen végrehajtott hőkezelés hatására a gömbgrafitos öntöttvas

szövetszerkezete a gömbgrafiton kívül tűs bainites ferritből és karbonban dús ausztenitből áll.

A helyes hőkezelési mód megválasztásához a fázisátalakulások sajátosságait figyelembe kell venni. Az ausztenit–ferrit átalakulás hőmérsékletmező alsó és felső határértéke jelentősen függ az összetételtől, a hevítés és a hűtés sebességétől. Az öntöttvasak hőkezelése nem állhat egyszerűen az acél hőkezelési előírásainak átvételéből [5, 17–21]. A gömbgrafitos öntöttvasak néhány átalakulási diagramja a [22, 23] szakirodalmakban találhatóak. Korábban a Nehézipari Műszaki Egyetem Fémteni Tanszékén is meghatároztak adott összetételre vonatkozó átalakulási diagramokat [24].

A vasötvözetek hőkezelése során lejátszódó átalakulási folyamatok és az ennek eredményeképpen kialakult szövetszerkezet határozza meg a hőkezelt termék fizikai és mechanikai tulajdonságait, következésképpen a vasötvözetekben lejátszódó átalakulási folyamatok megismerése alapvető jelentőségű.

2.5 VASÖTVÖZETEK FÁZISÁTALAKULÁSAI

Az ausztenit az összetételétől függően adott hőmérséklet alatt (A_1 , A_3 , A_{cm}) elveszti termodinamikai stabilitását, és olyan átalakulásokon megy át, melynek során a rendszer kisebb energiájú állapotba jut. Az acélok ezen hőmérséklet alatt –ha a gyakorlatnak megfelelően a metastabilis rendszeren belül maradunk és eltekintünk a valójában kisebb energia tartalmú, de reakciókinetikai okok miatt az acélokban csak nagyon ritkán megvalósuló α +grafitot tartalmazó stabilis állapottól– α + Fe_3C fázisokat tartalmazva vannak egyensúlyban.

Az ausztenit átalakulása az összetételtől és a hőmérséklettől függően, egymástól eléggé eltérő mechanizmusokkal, különböző szövetelemeket létrehozva mehet végbe. Az átalakulásokat két, egyidejűleg fellépő jelenség irányítja:

1. A termodinamikai hajtóerő: adott hőmérsékleten a felületen középpontos ausztenit (γ -vas) a kisebb szabadenergiájú állapotot jelentő térben középpontos ferritté (α -vas) és tetragonális cementitté alakul át. Az átalakulási folyamat általában csíráképződéssel kezdődik.

2. Az átalakulás kinetikája: ez határozza meg a csíráképződés és a csíranövekedés feltételeit. Mivel az ausztenit karbonoldó képessége sokkal nagyobb, mint a ferrité, ezért az ausztenitben oldott karbonatomok nagy részének el kell távoznia a ferritté alakuló kristályrácsból. Szilárd állapotban az atomok mozgása csak diffúzióval lehetséges, a diffúciónak viszont jelentős időszükséglete van.

Az átalakulások a martenzites átalakulás kivételével termikusan aktivált folyamatok. Az összetételtől és a hőmérséklettől függően változik a termodinamikai hajtóerő (amely a túlhűléssel arányos), és változik a diffúzió sebessége is, így ugyanaz az ausztenit többféleképpen is átalakulhat.

Ennek megfelelően az acélokban tehát a következő átalakulások mehetnek végbe: ferrit-perlites (eutektoidos), bainites és martenzites [25–27].

Az öntöttvas ausztenitjének átalakulási folyamatai természetesen hasonlítanak az acél ausztenitjének átalakulásaihoz. Ha az öntöttvas ausztenitje állandó hőmérsékleten izotermásan alakul át, a folyamat eredményképpen ugyanúgy perlit vagy bainit képződik, folyamatos lehűlés közben perlit, bainit vagy martenzit, de az átalakulás el is maradhat az ausztenit ötvözőtartalma illetve a lehűlési sebesség függvényében. A karbidos rendszerben a felsorolt szövetelemeken kívül az öntöttvasban a stabilis rendszer fázisai, a ferrit és grafit is képződik az ausztenit izotermás vagy lehűlés közben végbemenő átalakulása során. Az utóbbiak képződésének hőmérséklet és idő adatai különböznek a metastabilis fázisokétól, ezért ugyanazon ausztenit karbidos és grafitos átalakulásának körülményeit más-más diagram fejezi ki.

Az acélhoz viszonyítva az öntöttvas átalakulási folyamatainál a következő lényeges különbségeket találjuk [4]:

- A stabilis rendszernek megfelelően hosszabb hőtartás során ferrit—grafitos átalakulás megy végbe.
- Az öntöttvasban az ötvözőelemek jelentős mértékben dúsulnak és így az inhomogenitásokból adódóan a csíráképződés és növekedés feltételei sem azonosak.
- Az öntött szövet sokkal durvább, mint az acél szöve.

Az átalakulási folyamatok bemutatásánál a bainites átalakulást külön, részletesebben a 2.6 alfejezetben tárgyalom, mivel ez képezi a kutatásaim és a disszertációm gerincét is.

2.5.1 Perlites átalakulás

A két későbbiekben tárgyalandó átalakulástól eltérően eutektoidos átalakulás egyensúlyi körülmények között is végbemehet, hiszen az Fe-Fe₃C diagram szerint a PSK vonalnak megfelelő hőmérsékleten a közelítőleg 0,8% karbont tartalmazó ausztenitből, ferritből és cementitből álló lemezes szerkezetű szövetelem, perlit képződik. Az eutektoidos összetételű ausztenit A₁ és kb. 550°C között perlitesen alakul át.

A perlit keletkezése diffúzióval végbemenő heterogén átalakulás, a csíra minden esetben az ausztenit szemcsehatárai mentén jelenik meg. Általában feltételezik, hogy a cementit csírája jelenik meg először, bár más elképzelések is ismertek. Ha a csíra mérete és a hőmérséklet a cementitkristály stabilitásának feltételeit kielégíti, a csíra növekszik, oly módon, hogy az ausztenitből megfelelő mennyiségű karbon diffundál a cementit felé. A cementitkristály növekedése azzal a következménnyel jár, hogy környezetében az ausztenit karbonban elszegényedik. Ekkor a cementitkristály mellett ferritkristály, ferritlemezke képződik. A továbbiakban a ferritkristály és a cementitkristály is növekszik. A ferritkristály növekedése a karbontartalom felszaporodásához vezet az ausztenitben, és így a ferrit mellett ismét kialakulnak a cementit képződésének, stabilitásának feltételei. A perlit két fázisa tehát nem egymástól függetlenül nő. Ezért alkot a perlit csomókat, kolóniákat. A csomók térben közelítőleg gömb formájúak, mert a csomó a tér mindhárom irányában növekedésre képes [25–29].

Az új perlitcsomók képződése lassú lehűlés közben mindaddig folytatódik, amíg az ausztenit szemcsehatárai mentén a csíráképződésre alkalmas helyek ki nem merülnek, az egyes kolóniák növekedése pedig addig tart, amíg egymás növekedését nem akadályozzák. Mivel egy-egy ausztenitszemcsén belül több perlitkolónia is képződhet, a csomók mérete általában kisebb, mint az ausztenit szemcsemérete volt.

2.5.2 Proeutektoidos szövetelem

Az ausztenit átalakulása —amennyiben karbontartalma nem felel meg az eutektoidos karbontartalomnak, annál kisebb vagy nagyobb— ferrit vagy cementit megjelenésével kezdődik. Hasonlóképpen az eutektoidos átalakuláshoz, ezek a folyamatok lejátszódhatnak egyensúlyi körülmények között is. Az egyensúlyi körülmények között és a többé-kevésbé gyors lehűlés közben végbemenő átalakulás között csak a folyamat végeredményét tekintve (mennyisége, megjelenési formája) van különbség. A proeutektoidos szövetelemek megjelenése is heterogén csíráképződéssel induló folyamat.

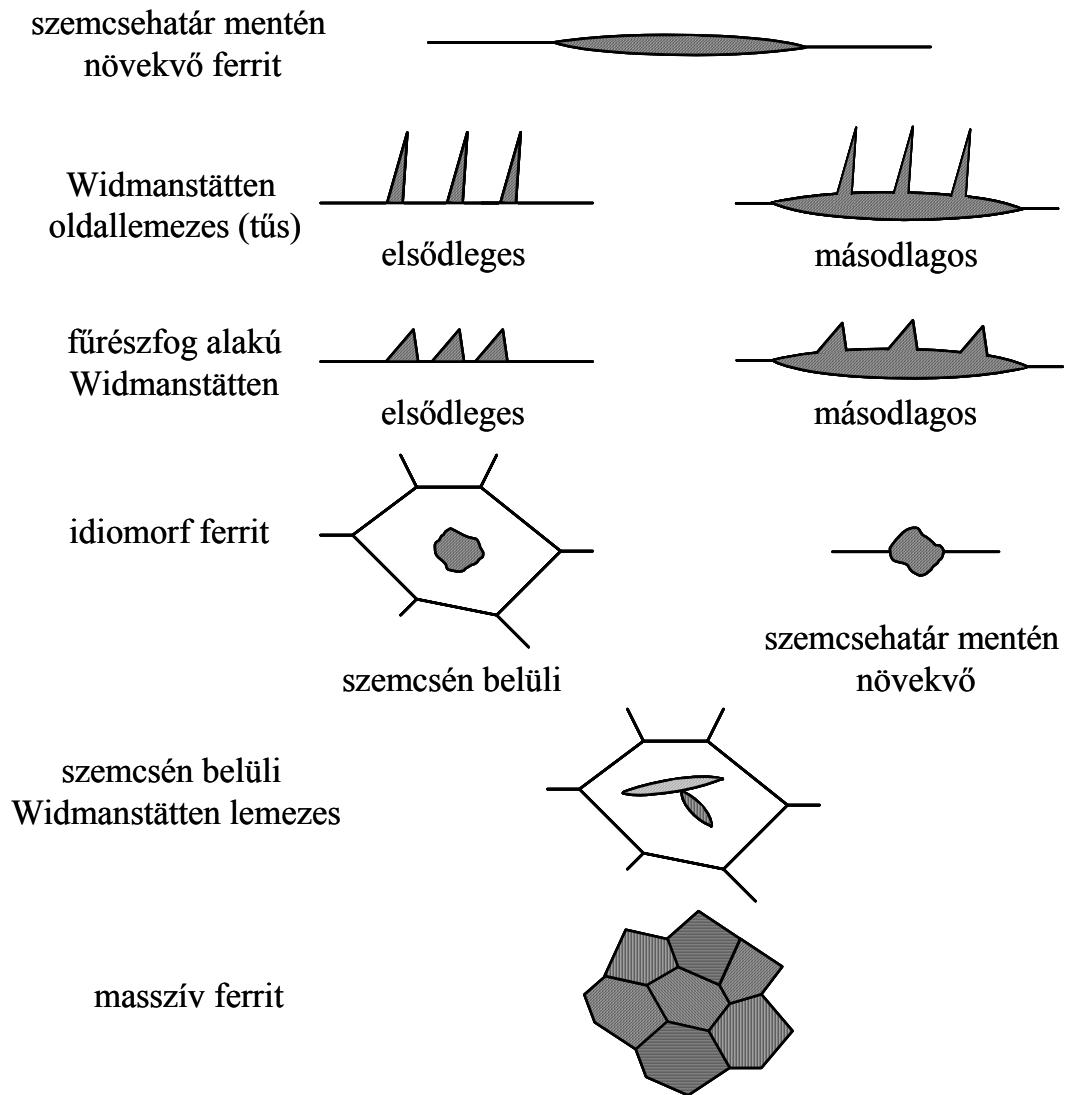
Hipoeutektoidos ötvözetekben a ferritkristály határa előtt az ausztenit karbonban feldúsul, a diffúzió azonban a karbonatomok gyors elszállításával lehetővé teszi az átalakulás folytatódását.

Az ausztenit szemcsehatáron képződő proeutektoidos ferritnél következő ferrit alakokat szokták megkülönböztetni: allotriomorf ferrit, elsődleges és másodlagos oldallemezes, valamint elsődleges és másodlagos fűrészfog alakú Widmanstätten ferrit. Az ausztenit szemcse belsejében képződő ferrit, amely kristályhibákon (legtöbbször nemfémes zárványokon) képződik. A 70%-nál nagyobb ferrit mennyiség úgynevezett masszív szerkezet kialakulásához vezet. A különböző ferrit típusokat Dubé-féle osztályozását a 2.4 ábra mutatja be [27].

Ha a proeutektoidos ferrit krisztallitjai és az átalakuló ausztenit krisztallitjai között nincs meghatározott kristálytani kapcsolat, akkor a ferrit csíra minden irányban növekszik.

A Widmanstätten ferrit sok hasonlóságot mutat a felső bainites ferrithez, ezért ezt a ferrit morfológiát kicsit részletesebben tárgyalom. Az A_3 alatti mérsékelt túlhűlésnél az úgynevezett primer oldallemezes Widmanstätten ferrit az eredeti ausztenit szemcse határán keletkezik, majd lemezszerűen nő. Ez a morfológia viszont ritkán fordul elő. A túlhűlés növekedésével a lemezek finomabbak lesznek.

A másodlagos oldallemezes Widmanstätten ferrit a korábban képződött (általában allotriomorf) szemcsehatárból képződik. Ezek a szekunder ferritlemezek sokkal gyakrabban jelentkeznek, mint a primer változat. Szokásosan csoportokban keletkeznek, morfológiájukban nagyfokú szabályszerűség mutatkozik meg és több, egyenletes távolságban lévő lemezből való növekedésnél a vezető élek közelítőleg egy sík frontot határoznak meg. Ez a forma leginkább 0,3-0,4% -nál kevesebb karbont tartalmazó acéloknál fordul elő, ha nagy az ausztenit szemnagyság és az átalakulás köztes hőmérséklet tartományban megy végbe.



2.4 ábra
A ferrit típusok Dubé-féle osztályozása

A szemcsén belüli tű, vagy lemezszerű Widmanstätten ferrit erős túlhűlésnél keletkezik. A nagy ausztenit szemcse elősegíti ezek keletkezését a helyi diszlokációkon, más esetben az ausztenitben a kisszögű szemcsehatárokon képződik. Gyakran csillagszerűen, csoportokban, vagy még összetettebb konfigurációban jelenik meg a proeutektoidos ferrit alacsony hőmérsékleten keletkezve.

Még alacsonyabb hőmérsékleten a nemlemezes karbidok kiválása a ferrit lemezeket bainites ferritté alakítja át, amely gyakran kötegekben jelenik meg.

A kristálytani orientációt tekintve a Widmanstätten ferrit (hasonlóan a bainites ferrithez) és az ausztenit rácsa között is Kurdjumov-Sachs orientációs összefüggés áll fenn [27].

2.5.3 Martenzites átalakulás

Martenzites átalakulás nemcsak a vasötvözetekben fordul elő. Martenzitnek általában a diffúzió nélkül, kooperatív atommozgással lezajló átalakulási folyamat termékét szokás nevezni.

További jellegzetessége a martenzitnek, hogy az átalakuló fázis és a martenzit között meghatározott kristálytani kapcsolat van, és az átalakulás az átalakulásban résztvevő atomok együttes, kooperatív mozgásával folyik le. Ez a kooperatív mozgás végeredményben alakváltozás jellegű folyamat. Az alakváltozás jelleg főleg akkor szembetűnő, ha a martenzit metszi a felületet, mert ilyen esetben felületi rajzolat (relief) jelenik meg.

Az ausztenit martenzitesen csak akkor alakulhat át, ha a hűtés olyan gyors, hogy nincs lehetőség a diffúziós folyamatok által irányított eutektoidos, vagy bainites átalakulásra. Azt a hőmérsékletet, amelyen a martenzit képződése megindul, M_s hőmérsékletnek nevezzük, M_f hőmérséklettel jelöljük az átalakulás befejező hőmérsékletét. Az M_s hőmérsékletet az átalakuló ausztenit összetétele, legerőteljesebben pedig a karbon határozza meg. A (2.1) egyenletben, az ötvözőelemek mennyisége tömegszázalékban van megadva, és az M_s hőmérsékletet °C-ban kapjuk meg [30].

$$M_s = 548 - 440C - 14Si - 26Mn - 11Cr - 9Mo - 14Ni \quad (2.1)$$

Az ötvöztelen acélok M_s hőmérséklete 500 és 200°C között van, a saválló Cr-Ni acéloké pedig szobahőmérséklet alatt. A martenzites átalakulás egyik leglényegesebb vonása az, hogy a képződött martenzit mennyisége csak attól a hőmérséklettől függ, amelyre az acélt lehűtöttük, de független az átalakulás hőmérsékletén eltöltött időtől. Néhány erősen ötvözött acélban azonban izotermikus körülmények között is változhat a martenzit mennyisége.

A martenzit keménysége, szilárdsága azzal magyarázható, hogy a martenzit karbonban erősen túltelített, és így a ferrit rácsa erősen torzul, valamint azzal, hogy a martenzit igen kis szemcseméretű és ezen túlmenően még nagy diszlokációsűrűségű is. A szubsztitúciós elemek is okoznak bizonyos mértékű rácsstorzulást és így szilárdság növekedést, de az ilyen elemek hatása még erősen ötvözött acélokban is lényegesen kisebb, mint az előbb említett két tényezőé.

A felületen középpontos rácsú ausztenitből térben középpontos rácsú, tetragonális rácsú illetve szoros illeszkedésű, hexagonális rácsú martenzit keletkezhet.

Mivel a martenzites átalakulás térfogat növekedéssel jár, a martenzit által körülhatárolt ausztenitben nyomófeszültségek ébrednek. A nyomófeszültség hatása alatt lévő ausztenitben az átalakulás nehezebben zajlik le, sőt az átalakulás el is maradhat. A martenzites átalakulás során visszamaradó ausztenitet maradék ausztenitnek nevezzük.

A martenzitnek a karbontartalomtól függően három különböző morfológiájú változata ismert: lécszerű martenzit, tűs martenzit, valamint az előző kettőnek a keveréke. Ezek tetragonálissá torzult térben középpontos kockarácsúak. Az ϵ -martenzit hexagonális rácsú nem ferromágneses fázis, mangánnal erősen ötvözött acélokban jelenik meg [26, 27, 30, 31].

2.6 BAINITES ÁTALAKULÁS

A túlhűlés mértékének növelésével az ausztenitnek ferritté való átalakulási hajlama nő, mivel a hőmérséklet jelentős mértékben A_1 alatt van, ezért a karbon diffúziója lelassul. Ilyenkor a perlites mechanizmus már nem mehet végbe, hanem felváltja azt a bainites átalakulás. A bainit csíráképző fázisa tehát a ferrit [25–27, 32].

A bainit a vasötvözetek legbonyolultabb szövetszerkezete. Benne foglaltatik az ausztenit allotróp átalakulása során kialakult ferrit, a cementit (illetve egyéb karbidok) kiválása, mely vagy ausztenitből vagy a ferritből történik, a fázisok megváltozott karbontartalma, és az átalakulással járó belső feszültségek [33–35].

Számtalan alakban fordul elő, és Hehemann nem kevesebb, mint négy fajta szerkezetet különböztetett meg, amelyeket bainitként osztályozott. Így nem is csoda, hogy a képződési mechanizmus tárgyában is állandóan vita folyik, mióta Robertson 1929-ben, Davenport és Bain 1930 részletes tanulmányukat közé tették [33–36]. Napjainkban Bhadeshia folytat irányadó kutatásokat [34].

Tény, hogy 80 évnyi intenzív kutatással sem sikerült teljesen tisztázni a bainit képződés mechanizmusát. Nem a kísérleti eredmények hiánya, hanem sokkal inkább a rendelkezésre álló információ értelmezése az alapja a különböző iskolák különböző paradigmáinak. A bainites átalakulás különböző jellegzetességei általában egymástól függnnek, és minden iskola megpróbál kifejleszteni egy következetes leírást, amely magába foglalja az összes jelenséget. Amint egy új eredmény jelenik meg, minden iskola megtalálja a módját, hogy beépítse a saját általános elképzelésébe [33, 34, 36–39].

A bainitre három különböző leírás is létezik, úgymint szövetszerkezeti, kinetikai és felületi rajzolat definíció [33, 34, 40–44, 56].

A szövetszerkezeti definíció általánosságban úgy írja le a bainitet, mint kétfázisú, nemlemezes szerkezetű szövetelemet. Nem tartalmaz azonban semmilyen megkötést a ferrit szerkezetére nézve. A bainites reakciónál minden esetben a ferrit a csíráképző fázis [27, 33, 34, 36, 41–44].

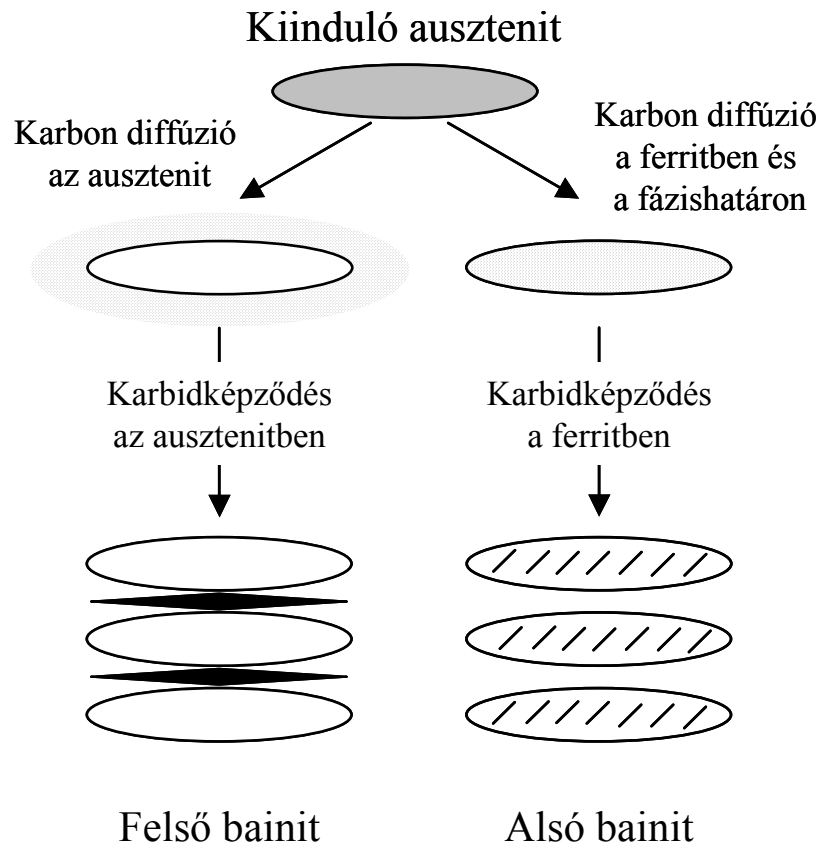
Egyesek szerzők szerint a bainites ferrit vékony, lencse alakú lemezek vagy lécek halmazainak formájában növekedik, amelyeket kötegeknek (sheaves) is neveznek. Az önálló lemezeket a kötegen belül pedig alegységeknek (subunit) hívják [34, 55].

A kinetikai definíció a teljes reakciókinetikán alapszik. A bainit külön C görbével rendelkezik az átalakulás kezdetére, melynek felső határa az úgynevezett kinetikai B_s hőmérséklet, ennél magasabb hőmérsékleten nem keletkezik bainit. Az ötvözetlen acélokban a bainites átalakulás kinetikai jellegzetességeit elnyomja a proeutektoidos és a perlites átalakulás [27, 28, 33, 34, 40–47].

Felületi rajzolat definíció alapja, hogy a bainit növekedése lassan megy végbe és ezt felületi rajzolat megjelenése kíséri. Az alsó bainit krisztallográfiai sajátosságait a martenzites átalakulások elméletei kielégítően leírják. A felső bainit és a Widmanstätten ferrit krisztallográfiája és felületi domborzata közötti hasonlóság is megalapozott. Mindez ahhoz az elképzeléshez vezetett, hogy

bainites átalakulás egy olyan displacive mechanizmus eredménye, amelynek sebességét az összetétel változás szabályozza, azaz a karbon diffúziója a környező ausztenitbe [25–27, 30, 33–35, 38–43, 45, 48, 49, 56].

A bainites átalakulás némely tekintetben a perlites, más tekintetben pedig a martenzites átalakulás jellegzetességeit mutatja, ezért joggal nevezik közbenső átalakulási módnak.



2.5 ábra
A felső és alsó bainit képződési mechanizmusa

A legalkalmasabb definíció a bainit leírására a szövetszerkezeti definíció maradt, azaz nemlemezes ferritből és karbidból áll, melyet felső és alsó bainitként osztályozunk. Ez a különbségtétel lényeges mind a fázisátalakulás elmélete szempontjából, mind pedig azért, mert a felső és az alsó bainit mechanikai tulajdonságai eltérőek. A klasszikus bainit ezen két különböző formája különböző hőmérséklettartományokban jelenik meg a vasötvözetekben. Amint a nevek is mutatják, a felső bainit magasabb hőmérsékleten keletkezik, mint az alsó bainit. A felső és alsó bainit képződési mechanizmusát a 2.5 ábra mutatja be [34, 50].

2.6.1 Felső bainit

A hipoeutektoidos acélban az ausztenit felső bainitté való átalakulása a ferrit léceinek, tűinek megjelenésével kezdődik el. Általában nem egyetlen ferrittű indul növekedésnek, hanem ezek egy csoportja, így a szövetben ferrittű kötegek jelennek meg. Mivel a ferrit karbonoldó képessége még az átalakulás hőmérsékletén is csekély ($<0,03\%$), ezért a ferrit-ausztenit határfelülete mentén az ausztenit karbonban túltelítetté válik, és ebből a dúsult ausztenitből a karbon cementit formájában folyamatosan kiválik. A felső bainitet tehát ferrittűk (lécek) és cementitkorongocskák alkotják. A cementit általában párhuzamosan helyezkedik el a ferrit növekedésének irányával. A cementitlemezek közötti távolságot a ferrittűk közötti távolság szabja meg. Ez a távolság a felső bainitre nézve nagyobb, mint a közel azonos, alacsonyabb hőmérsékleten keletkezett perlitre jellemző lemeztávolság [25–30, 33, 34].

A bainit növekedése viszonylag lassú a martenzites átalakulás sebességéhez viszonyítva. A felső bainit növekedési sebességét a karbonnak az ausztenitre érvényes diffúziós sebessége határozza meg, de a kísérletileg mérhető növekedési sebesség kisebb, mint amit a diffúziós mechanizmus alapján számítani lehet [30, 33, 34, 36, 56].

Az átalakulás jellegéből következik, hogy a cementit mindig a ferrittű megjelenését követi. Olyan acélokban, amelyek jelentős mennyiségű szilíciumot vagy alumíniumot tartalmaznak, a cementit kiválása elmarad. Ennek következtében a szövetben bainites ferrit és karbonban dúsult ausztenit jön létre [33, 34, 36, 37, 39, 40, 42, 45–47].

Az átalakulási hőmérséklet csökkenésével vagy a karbontartalom növekedésével a megnövekedett reakció sebesség miatt a feldúsult ausztenit karbontartalma gyorsabban nő, a tűk illetve lécek mindinkább az egymással szomszédos csoportokban képződnek.

A felső bainitet a Widmanstätten ferrittől különösen a morfológiája és a diszlokáció mennyisége különbözteti meg. Egyrészt, minél alacsonyabb a hőmérséklet, a létrejött szerkezet annál finomabbá válik, azaz a ferrit lécek vékonyabbá válnak, másrészt annál több a diszlokáció. A morfológia összetettsége miatt a bainites ferrit habit síkját nehéz meghatározni [27].

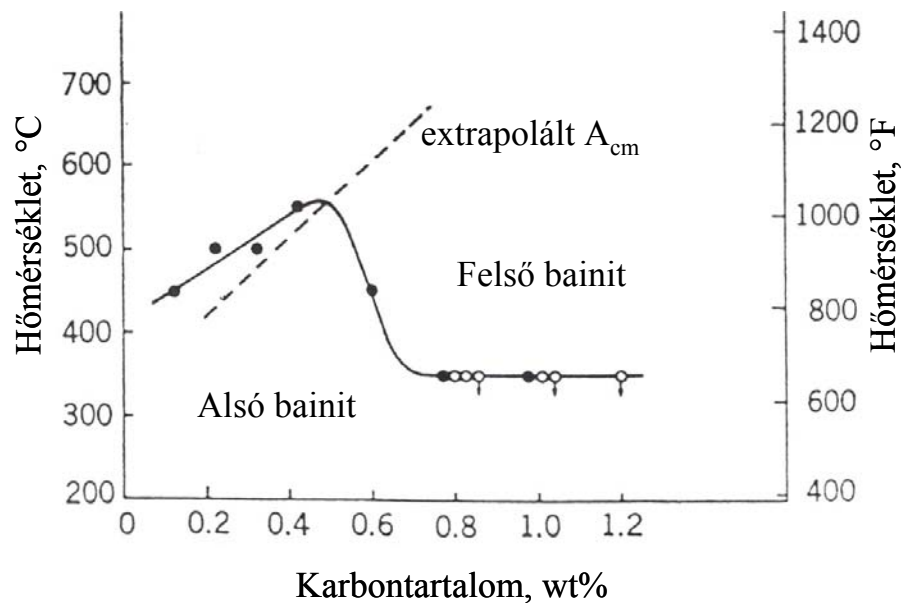
2.6.2 Alsó bainit

Az alacsonyabb hőmérséklet következtében a $\gamma \rightarrow \alpha$ átalakulási kényszer még erősebb és a karbon diffúziós sebessége még kisebb, mint a felső bainit esetében. Ennél az átalakulásnál is ferrittű indul növekedésnek, de a karbon már nem tud az ausztenitbe diffundálni, és a ferritben reked. A ferrit karbonban túltelített lesz. A ferritcsírák növekedésében szerepet játszik a diffúzió is, az alsó bainit esetében a ferrit karbonban való dúsulása révén. A karbidok a ferritben ε illetve egyéb karbid formájában válnak ki [25–30, 33, 34, 40, 42].

A 2.6 ábra az ötvözetlen acélokban a felső bainitből az alsó bainitbe való átmenet hőmérsékletét mutatja a karbontartalom függvényében. Körülbelül 0,5 wt%-ig a görbe 550°C-ra emelkedik, kb. 0,5-0,7 wt% között 325°C-ra csökken,

majd kb. 0,7 wt% felett állandó marad. Ezt a változást az ausztenit karbonoldó képességével, majd az ausztenit karbontartalmától függő diffúziós sebességgel hozzák összefüggésbe [26–28, 33, 51].

A legújabb kutatások [52–54] azt tapasztalták, hogy 300°C-nál alacsonyabb hőmérsékleten a folyamat során az ausztenit karbontartalma nő, vagyis a felső bainit képződésének tartománya 300°C alatt is lehet.



2.6 ábra
A karbontartalom hatása a felső és alsó bainit
képződésre [28]

2.6.3 Karbidok képződése

A bainites szerkezet fontos jellegzetessége a karbidkiválás, különösen a mechanikai tulajdonságokra vonatkozóan van meghatározó szerepe.

Az ausztenitben a felső bainites ferrit növekedése előbb-utóbb karbon kiváláshoz vezet. Ha az átalakulási feltételek engedik a karbid kiválást, a termodinamikailag instabil ausztenitből cementit válik ki [34, 58].

Alsó bainit esetében a karbid kiválás a túltelített ferritből történik. A megeresztett martenzitben megfigyelt átmeneti karbidokat az alsó bainitben is kimutatták [34].

Számos ötvözetben, különösen amelyeknek viszonylag nagy a szilícium vagy az alumínium tartalma, a karbid kiválás olyan lassú folyamat, hogy gyakorlatilag nem is megy végbe. A bainit ilyenkor csak bainites ferritből és karbonban dúsult ausztenitből áll. A 2.2 táblázat a bainitben kimutatott karbidokat, illetve a kristálytani adataikat mutatja be. A rácsparaméter értéke az adott ötvözet összetételétől függ [34].

Karbid	Kristályrendszer	Rácsparaméter adatok (Å)	Fe, M/C
Cementit	Ortorombos	a=4.525 b= 5.087 c=6,743	3
ϵ	Hexagonális	a=2,735 c=4,339	2,4-3
η	Ortorombos	a=4,704 b= 4,318 c=2,83	2
χ	Monoklin	a=11,564 b= 4,573 c=5,058 $\beta=97,44^\circ$	2,2 vagy 2,5
κ	Hexagonális	a=6,9 c= 4,8	1,37

2.2 táblázat

A bainitben kimutatott karbidok és kristályszerkezetük [34]

2.6.3.1 Epszilon-karbid

A múlt század 30-40-es éveiben végzett vizsgálatokból (Curie pont mérése és tágulásmérést) már következtetni lehetett arra, hogy a vasötvözetekben előforduló karbid nem mindig cementit. Annak ellenére, hogy az alsó bainitben a leggyakoribb átmeneti karbid az ϵ -karbid, először csak 1952-ben sikerült kimutatni [59], amelyet később más szerzők is megerősítettek [33, 34, 37, 60, 61]. Nem mindig találtak azonban ϵ -karbidot a cementit kiválás előtt [34, 62].

Az edzett acél megeresztése során arra a következtetésre jutottak, hogy karbon atomoknak energetikailag kedvezőbb a diszlokációkon kiválni, mint ϵ -karbidot képezni. Ha a diszlokáció sűrűség viszonylag nagy a karbon atomok csapdába esnek a diszlokációkon, és így nincs elég karbon az ϵ -karbid képződéséhez. Ekkor a sokkal stabilabb cementit közvetlenül a tútelített ferritből válik ki. Irodalmi adatok alapján az acél átlagos karbontartalmának 0,25% fölött kell lennie, hogy ϵ -karbid képződjön [34, 62].

Az ϵ -karbid jelenlétet az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas alsó bainitjében is kimutatták, ahol az ϵ -karbid hosszabb ausztemperálás után χ -karbiddá alakult át [63–67].

Először ϵ -karbid orientációs kapcsolatot a megeresztett martenzitben mutattak ki [68]. Nagyon hasonló összefüggést találtak az alsó bainitben is. A karbidok lemez alakúak, hozzávetőlegesen 6-20 nm szélesek és 70-400 nm hosszúak [61, 66].

$$\begin{array}{l}
 (1 \ 0 \ 1)_\alpha \parallel (1 \ 0 \ \bar{1} \ 1)_\epsilon \\
 (2 \ \bar{1} \ 1)_\alpha \parallel (1 \ 0 \ \bar{1} \ 0)_\epsilon \\
 (0 \ 1 \ 1)_\alpha \parallel (0 \ 0 \ 0 \ 1)_\epsilon \\
 (\bar{1} \ \bar{1} \ 1)_\alpha \parallel (1 \ \bar{2} \ 1 \ 0)_\epsilon
 \end{array}$$

2.6.3.2 Eta-karbid

Az η -karbid ortorombos Fe_2C képletű átmeneti karbid. Általában az acélok megeresztésével hozzák kapcsolatba, ahol a martenzit/karbid orientációjára a következő összefüggést találták [69–71]:

$$\begin{array}{c} (1 \ 1 \ 0)_\eta \parallel \{0 \ 1 \ 0\}_\alpha \\ [0 \ 0 \ 1]_\eta \parallel \langle 1 \ 0 \ 0 \rangle_\alpha \end{array}$$

Az η karbidot az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas alsó bainites ferritjében is kimutatták, és az alábbi orientációs összefüggést találták: [64–66].

$$[0 \ 0 \ 1]_\eta \parallel \langle 1 \ 0 \ 0 \rangle_\alpha \parallel \langle 0 \ \bar{1} \ 1 \rangle_\gamma$$

A fenti orientációs összefüggés megegyezik a martenzit megeresztésénél talált η -karbid/martenzit összefüggéssel. Ez további bizonyítékul szolgált annak a feltételezésnek az igazolására, hogy az alsó bainitnél a karbidok kiválása a bainites ferritben hasonló módon megy végbe, mint a megeresztési során lejátszódó folyamatok. Továbbá azt is megmutatták, hogy az ausztemperálás hőmérsékletét csökkentve χ -karbid keletkezik. Ha pedig az öntöttvas szilíciumtartalma nő, akkor cementit keletkezik.

Hasonlóan az ε -karbidhoz a kísérleti eredmények arra utalnak, hogy a ferrit karbontartalmának meg kell haladnia egy kritikus koncentrációt, mielőtt η -karbidot egyáltalán detektálni tudnánk átalakulásakor [64, 65].

2.6.3.3 Khi-karbid

A χ -karbid egy másik átmeneti karbid. Először szintén a martenzit megeresztésénél mutatták ki nagy felbontású elektronmikroszkóppal. Ami első ránézésre cementit rácshibának tűnt, az valójában egymásba fonódott cementit és χ -karbid réteg volt. A különböző távolságokban (0,57 és 0,67 nm) lévő $\{200\}_\chi$ síkot párhuzamosnak találták a $\{001\}_\theta$ síkkal, így a cementitbeli hibák valójában a χ -karbidos részeknek felelnek meg, amelyek néhány atomi sík vastagságúak. A cementit közelsége miatt a χ -karbid nincs általánosan elfogadott sztöchiometriai képlete, $\text{Fe}_{2n+1}\text{C}_n$ kifejezéssel írható le, ahol $n \geq 3$ [34, 72].

χ -karbid kiválásáról három esetben számoltak be: martenzit megeresztés harmadik lépcsőjénél, az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas alsó bainites ferritjében, valamint gömbgrafitos öntöttvas 350 és 400°C közötti ausztemperálás második lépcsőjénél [64–67, 72, 73].

2.6.3.4 Kappa-karbid

A κ -karbidot nagy karbontartalmú acélok alsó bainites átalakulásánál fedezték fel. Ez is átmeneti karbid, amely az átalakulás késői szakaszában válik ki karbonban feldúsult ausztenitből. A κ -karbidnak az izotermás átalakulás hőmérsékletén nagy a szilícium oldó képessége és χ -karbiddá alakul át, ez pedig végül még stabilabb cementitté [34].

2.6.4 A bainit egyéb megjelenési formái

Az alsó és felső bainit jól megalapozott feltételekkel leírja a szövetszerkezetet, és ezek egymástól alapvető vizsgálati módszerekkel megkülönböztethetők, illetve képződési mechanizmusait elméletileg is megérthetjük. Van azonban a szövetszerkezeteknek egyéb számos leírása, amelyre a „bainit” szót használják [34, 40].

2.6.4.1 Szemcsés bainit

A múlt század 50-es éveiben a kis karbontartalmú acélok folyamatos lehűlése után kialakult szerkezetben fedezték fel, amely durva ferrites lemezekből állt és a lemezek között kis szigetek találhatók, melyekben martenzit és maradék ausztenit van. Harbaken és munkatársai nevezték el szemcsés bainitnek, amely ezután a szakirodalomban is elterjedt.

A megjelenését tekintve a szemcsés bainit nagyon emlékeztet a felső bainitre. A szemcsés bainit csak folyamatos lehűlés közben keletkezik. A bainites átalakulás kettős reakciója időben és hőmérséklettartományban is különválik. Körülbelül 500°C-ig bainites ferrit keletkezik, miközben az ausztenit karbonban dúsul, de nem annyira ez a karbidképződés is elegendő lenne. Ehhez az is hozzájárult, hogy az ötvözőelemek (elsősorban a jelenlevő mangán) késleltetik a karbidképződést. A hűtés további szakaszában, az átalakulás második lépcsőjében, a megnövekedett karbontartalmú ausztenit martenzitté alakul át és 5-10% maradék ausztenit is lesz jelen. [33, 34, 40].

2.6.4.2 Inverz bainit

A klasszikus bainitnál a ferrit a vezető fázis és a karbid képződés a második folyamat. A hipereutektoidos acéloknál megfigyelhető úgynevezett inverz bainitnél a cementit a vezető fázis, amely közvetlenül az ausztenitből keletkezik, és amelyet a folyamat során ferrit réteg vesz körül.

Az átalakulási mechanizmus gyakorlatilag ismeretlen. Nincs bizonyíték arra vonatkozóan, hogy a ferrit növekedése az atomok koordinált mozgásának a következménye, továbbá nem ismertek sem kristálytani, sem pedig összetételi adatok. Egyes kutatók szerint ez az átalakulás nem is bainites átalakulás [30, 34].

2.6.4.3 Oszlopos bainit

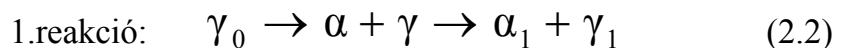
Az oszlopos bainit nem lemezes cementit és ferrit fázisok egyfajta összessége, hanem szövetét rendellenes, kissé megnyúlt kolónia jellemzi. A kolónián belül a cementit részecskék eloszlása eléggé sajátos, a tú alakú részecskék többsége viszonylag nagy távolságban, egy sorban áll, és ezt a területet különböző fázisok veszik körül. Ez a szerkezet rendszerint a hipereutektoidos acélokból figyelhető meg, de előfordul alacsony karbontartalmú acélok nagy nyomáson végbemenő átalakulásánál is. Ez arra a

tényre utal, hogy az eutektoidos összetétel a nyomás növekedésével az alacsony karbontartalom felé tolódik el [33, 34, 40].

2.6.5 Ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas bainites átalakulása

Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas szövetszerkezete bainites. Az átalakulás sajátosságai az öntöttvas összetételéből adódnak. A legfontosabb különbség a gömb alakú grafit jelenléte. Ez a grafit meghatározza az ausztenitesítés során az ausztenit karbontartalmát, a karbon a grafitból az ausztenitbe diffundál. A gömbgrafitos öntöttvas ausztenitesítési hőmérséklete pedig meghatározza a karbon diffúzió sebességét.

Ebben az esetben az ausztenit két egymást követő reakcióval először ferritté, majd ferrit+karbiddá alakul át. A jelentős mennyiségű grafitképző szilícium illetve alumínium hatására, amelyek késleltetik (nehezítik) a karbidképződést, a kiinduló összetételű ausztenitből (γ_0) első lépcsőben bainites ferrit (α) keletkezik karbid kiválások nélkül, miközben az át nem alakult ausztenit karbonban dúsul (γ), és az 1.reakció végén az ausztenit (γ_1) karbonban jelentősen túltelítetté válik. Ez az ausztenit a szobahőmérsékletre történő hűtés hatására sem alakul át martenzitté a magas karbontartalom miatt; (2.2) egyenlet [74–81].



Az 1.reakció a gömbgrafithoz közelebbi, karbonban szegényebb ausztenit kristályhatárain kezdődik el. A bainites ferrit a kristálytani orientációnak megfelelően növekedik.

Az át nem alakult ausztenit a második lépcsőben ferritté (α) és valamilyen karbiddá alakulhat át (Φ) (2.reakció); (2.3) egyenlet. A gyakorlati hőkezeléseknél ezt az átalakulást már célszerű elkerülni azért, hogy szobahőmérsékleten ferrit és ausztenit legyen a szövetben, a gömbgrafit mellett [74–78].



Az ausztenit átalakulását olyan egyértelműen nem tisztázott tényezők szabályozzák, mint a bainites ferrit képződés mechanizmusa (azaz első reakció), a növekedés sebessége és a bainites karbid kiválásának (azaz a második reakció) mechanizmusa.

A hőkezelés paraméterei (ausztenitesítés illetve az ausztemperálás hőmérséklete és ideje) valamint az öntöttvas összetétele jelentősen befolyásolják a fenti reakciók kimenetelét.

2.7 AZ AUSZTEMPERÁLÓ HŐKEZELÉS FOLYAMATA

Az ausztemperálás célja a bainites szerkezet létrehozása a vasötvözetben. Ezzel a hőkezeléssel nagy szilárdság és szívósság kombinációját lehet elérni.

A nemesítéshez képest az ausztemperálásnak bizonyos előnyei vannak [19, 82–85]:

- Az ausztenit átalakulásakor kisebb térfogatváltozás megy végbe, ezáltal csökken az öntvények repedésének, vetemedésének veszélye, és csak kisebb feszültségek keletkeznek.
- A szokásosan alkalmazott 250-400°C közötti izotermás átalakulási hőmérsékleten (amely sokkal kisebb, mint az edzés utáni megeresztés hőmérséklete) nem válik ki grafít és a proeutektoidos ferrit képződésének veszélye is ki van zárva.
- A sorozatban gyártott öntvényeket különösebben nagy időráfordítás nélkül lehet hőkezeln.

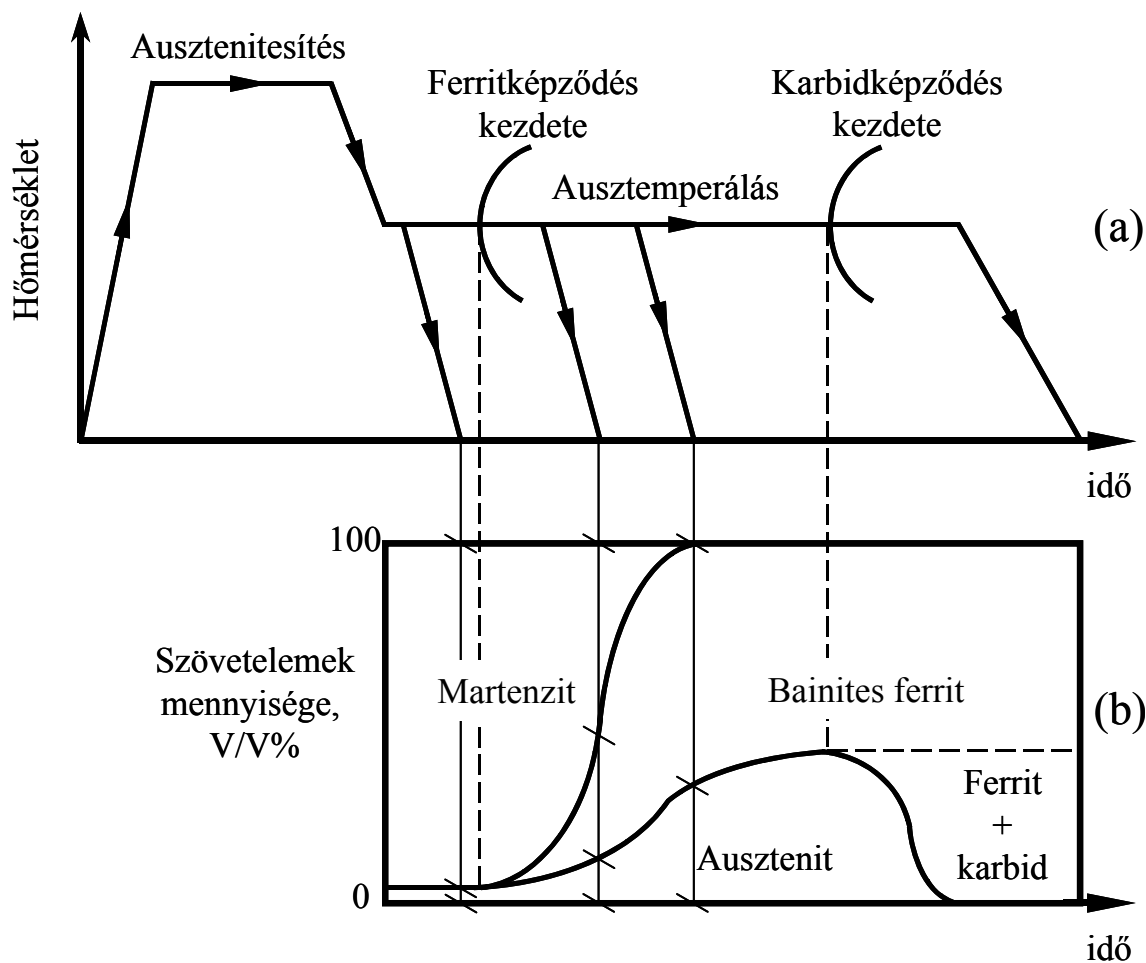
Az ausztemperáló hőkezelést elsősorban a gömbgrafitos öntöttvasnál alkalmazzák, de természetesen ezt a lemezgrafitos öntöttvasra is ki lehet terjeszteni, és ezáltal ennek tulajdonságai is jelentősen javulnak [86, 87].

A 2.7a ábrán (felső rész) az ausztemperáló hőkezelés folyamata látható, amelyben feltüntettem a bainites átalakulás 1. és 2. reakcióját jelölő C görbéket is.

Az ausztemperáló hőkezelés a következő négy lépésből áll [1, 2, 12, 77, 82, 85]:

1. Az öntvény ausztenitesítése 840-950°C közötti hőmérsékleten addig, amíg a teljes fémes alapszövet át nem alakul ausztenitté.
2. Az ausztenitesítést követően az öntvény gyors lehűtése egy 230-450°C közötti ausztemperálási (átalakulási) hőmérsékletre oly módon, hogy közben lehetőleg semmilyen átalakulás ne induljon meg.
3. Az öntvény izotermás hőntartása az ausztemperálási hőmérsékleten, amelynél az átalakulás során bainites ferrit keletkezik és az átalakulás során az ausztenit karbonban dúsul.
4. Az öntvény lehűtése szobahőmérsékletre.

A 2.7b ábra (alsó rész) a különböző idejű hőntartás és szobahőmérsékletre történő hűtés után kialakult fémes alapszövetet mutatja. A ferritképződés kezdetét jelölő C görbe előtti lehűlésnél a szövet martenzitből és kevés maradék ausztenitből áll. Rövid hőntartási idő után az alapszövet bainites ferritet, martenzitet, és karbonban dúsult ausztenitet tartalmaz. A hőntartási idő növekedésével a bainites ferrit mennyisége nő, és az ausztenit karbonban dúsul. Az optimális hőntartás esetén a fémes alapszövetben bainites ferrit és maradék ausztenit van jelen. A hosszú idejű hőntartás esetén (ez akár 6-8 órát is jelenhet) az ausztenitből ferrit és karbid együttesen képződik, azaz a hőntartás ideje eléri a karbidképződés kezdetét jelölő C görbét. Ha az ausztenit teljesen átalakul, akkor fémes alapszövetben ferritet és valamilyen karbidot tartalmaz.



2.7 ábra

Az ausztemperálás folyamata (a), és a hőkezelés után kialakult szövet (b)

2.7.1 Ausztenitesítés

Az ausztemperáló hőkezelés első lépéseként az öntvényt szobahőmérsékletre az ausztenitesítési hőmérsékletre hevítjük. A hevítési sebesség nem befolyásolja jelentősen sem az ezt követő hőkezelési folyamatot, sem a végleges szilárdsági tulajdonságokat. Az ausztenitesítési hőmérséklet megválasztása igen fontos, mert ettől függ az ausztenit karbontartalma [1, 2, 12, 20, 75, 78, 88].

Ha az ausztenitesítési hőmérséklet nagy, a végső szövetben olyan szigetek vannak jelen, amelyek nem vesznek részt az ausztemperálási reakcióban. Ezek a szigetek szobahőmérsékleten stabilak és a cellahatáron jelennek meg. A magasabb ausztenitesítési hőmérsékleten nagyobb az ausztenit karbontartalma, különösen a cellahatárokon. A nagyobb karbontartalom megnöveli az ausztenit ellenállását az ausztemperálási reakcióval szemben, azaz az átalakulási folyamat lassabban játszódik le. A szobahőmérsékleten stabil ausztenit alacsonyabb hőmérsékleten, vagy feszültség hatására martenzitté alakul. A martenzit a megmunkálást csaknem lehetetlenné teszi és az öntvény rideggé válik [74].

Ha a hőntartás hőmérséklete alacsonyabb a szükségesnél, a szövetben a grafit körül ferrit udvar lesz jelen. Az ausztenitesítés közben a szövet ausztenitből és durva szemcséjű ferritből áll. Az ausztenit és a ferrit közel egyensúlyi állapotban van és arányuk a szövetben nem változik az ausztenitesítési idővel [12].

Így az ausztenitesítés optimális hőmérséklettartománya az összetételtől függően 840-950°C között van.

Az ausztenitesítés idejét úgy kell megválasztani, hogy a szövet teljes mértékben ausztenitesedjen és az ausztenit karbonban telített legyen. E két feltétel teljesítéséhez szükséges ausztenitesítési hőntartási idő az ausztenitesítés hőmérsékletétől és az összetételtől függ. Magasabb hőmérsékleten megnő a karbon diffúziója, így a szükséges ausztenitesítési idő lecsökken. Az ötvöző elemek dúsulásuk miatt lassítják a karbon diffúzióját a grafit és fémes alapszövet között és így megnövelik az ausztenitesítési időtartamot.

A szükségesnél hosszabb ausztenitesítési idő nem változtatja meg az öntvény tulajdonságait, további hőntartás csak felesleges hőbevitelt és magasabb gyártási költséget jelent [1, 12].

2.7.2 Lehűtés az ausztemperálási hőmérsékletre

Ez szintén fontos, de gyakran elhanyagolt szakasza a hőkezelésnek. A nemkívánatos perlitképződés elkerülésének érdekében olyan gyorsan kell hűteni az ausztemperálás hőmérsékletére, hogy ne metsszük a „perlitorrot” az átalakulási diagramban. Számos gömbgrafitos öntöttvasra létezik átalakulási diagram, a lehűlési sebességet ezek alapján határozzák meg. Ötvözéssel, például nikkellel, rézzel, mangánnal vagy molibdénnel a perlites átalakulást lényegesen késleltetni lehet. A hűtési sebességre a hűtőközeg anyaga, mennyisége illetve az áramoltatása is hatással van. Minél nagyobb a fürdő térfogata, annál nagyobb a hőkapacitása és annál kisebb a hőmérséklet változása az ausztemperálás közben. A fürdő lehet só- vagy fémfürdő (ón, ólom). Keverő berendezés alkalmazása a fürdő áramoltatását segíti elő [1, 12, 74].

2.7.3 Ausztemperálás

Ha a hőkezelés helyesen történik, az öntvény teljes egészében átalakulás nélkül hűl le az ausztemperálás hőmérsékletére. A bainites szövetszerkezet morfológiája, a bainites ferrit és a stabilizálódott ausztenit aránya az ausztemperálás hőmérsékletétől és idejétől függ. Magasabb ausztemperálási hőmérsékleten (kb. 370°C felett) viszonylag vastagabb bainites ferrit tűk keletkeznek. Alacsonyabb ausztemperálási hőmérsékleten a szövet sokkal finomabb. A bainites ferrit tű vastagsága tehát csökken az ausztemperálási hőmérséklettel [74, 88, 89].

Az ausztemperálás idejét úgy kell megválasztani, hogy a szövet maradék ausztenit tartalma maximális legyen. A túl rövid ausztemperálás után a szövetben jelentős mennyiségű martenzit lesz jelen. A túl hosszú idejű ausztemperálás

során pedig a megkezdődhet a karbidképződés, amely kedvezőtlen hatású az öntvény mechanikai tulajdonságaira nézve.

A TU Bergakademie Freiberg Vas- és Acéltechnológiai Intézetben a hőkezelést vákuumkemencében (VKNQ 25/25/40) végezték, amelynél a gyors hűtést nagy nyomású (10bar) nitrogénnel oldották meg. Szintén (velem párhuzamosan) meghatározták az öntöttvas teljes hőmérséklettartományra vonatkozó izotermás átalakulási diagramját (perlit, bainit, martenzit) [90].

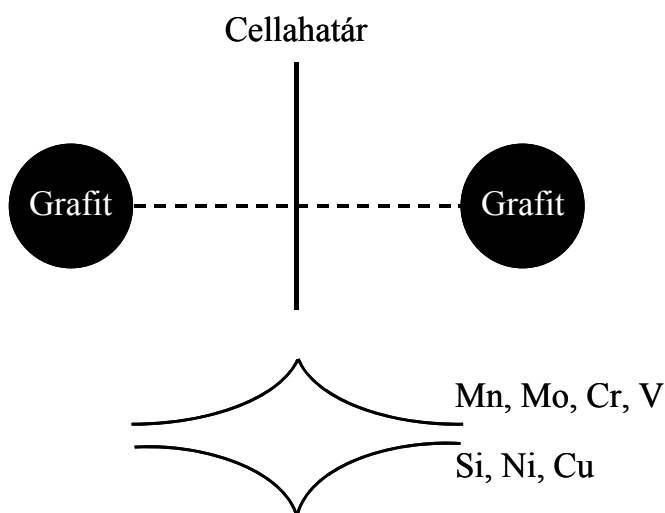
Minden jelenlévő ötvözőelem valamilyen módon befolyásolja a hőkezelési folyamatot és így a végső szövetet is. Ezért igen fontos a kémiai összetétel.

2.8 AZ ÖTVÖZŐELEMEEK HATÁSA A BAINITES ÁTALAKULÁSRA. AZ ÖTVÖZET OPTIMÁLIS ÖSSZETÉTELE.

A karbon meghatározó szerepet játszik a vasötvözetek tulajdonságainál, jelenlétével vagy hiányával, illetve, hogy milyen formában van jelen. A gömbgrafitos öntöttvas tulajdonságait is majdnem kizárólag a karbon határozza meg. Az ötvöző elemek az átalakulás kinetikáját változtatják meg, ezáltal vesznek részt a tulajdonságok kialakításában. A különböző elemek szabályozzák a karbon diffúzióját, illetve a fémes alapszövet karbon oldó képességet [12, 91].

Kristályosodás közben az elemek mikrodúsulása jól ismert, amelyet a lehető legkisebb mértékűre kell csökkenteni azért, hogy az ausztemperálás folyamata kiegyenlített legyen. Például a szilícium a grafit közelében dúsul, és mivel ferritképző elem, elősegíti a grafit körüli ferrit udvar kialakulását. [1, 12, 74, 88, 91–96].

A 2.8 ábra [74] sematikusan mutatja be a különböző elemek koncentrációváltozását a grafit és a kristályhatár között. Az alábbiakban néhány fontosabb elemről lesz szó:



2.8 ábra
Az elemek mikrodúsulása [74]

2.8.1 Szilícium

Vasötvözetekben az ötvözőelemek közül a grafitképző szilíciumnak van a legnagyobb szerepe. A növekvő szilíciumtartalom az Fe-C diagramban az S pontot balra illetve az SE vonalat a magasabb hőmérsékletek felé tolja el, azaz magasabb ausztenitesítési hőmérséklet szükséges a teljes ausztenites szövet eléréséhez. Ez azt is jelenti, hogy csökkenti az ausztenit karbonoldó képességét. Egyes kutatók szerint 2 és 4% közötti szilíciumtartalomnál lehet nagy szilárdságot és megfelelő nyúlást elérni, mivel a növekvő szilícium tartalom akadályozza a karbidképződést és elősegíti a maximális maradék ausztenit „létrejöttét”. Más kutatók szerint az optimális szilíciumtartalom kb. 2,5%. Az ennél nagyobb szilíciumtartalom ugyan gátolja a martenzitképződést és az elemek dúsulását a szemcsehatáron, de elridegíti a szövetet, és rontja a mechanikai tulajdonságokat [18]. A szilícium gyorsítja a karbon diffúzióját és gyorsítja az 1.reakciót (a bainites ferrit képződését), valamint késlelteti a 2.reakciót, oly módon, hogy akadályozza karbid csíráképződését, állandó ausztenitesítési és ausztemperálási hőmérsékletnél [5–7, 12, 19, 75, 76, 96–98].

2.8.2 Mangán

Az öntöttvas másik állandóan jelenlévő ötvözőeleme a mangán, amelynek hasznos és káros hatásai is vannak. A mangán, mint karbidképző elem, az öntvény megszilárdulásakor a kristályhatár közelében dúsul, és a grafitól távol komplex vas-mangán karbidokat képezhet. Ezek a kiválások megnövelik a határok közötti ausztenit stabilitását, amely az ausztemperálás után hűtésekor martenzitté alakul át, ami ronthatja a mechanikai tulajdonságokat. A mangán csökkenti az ausztenitesítési hőmérsékletet. Lassítja a karbon diffúzióját az ausztenitben, növeli alapszövet karbon oldó képességét, növeli az átedzhetőséget, és késlelteti az 1.reakciót. Gyakorlatban az ajánlott mangán koncentráció 0,3%. A mangán kis mértékben csökkenti a folyáshatárt és a szakítószilárdságot. Magasabb ausztemperálási hőmérsékleten csökkenti a nyúlást és az ütőmunkát, míg alacsonyabb hőmérsékleten növeli [1, 5 – 7, 12, 15, 73, 75, 85, 94, 96, 97, 99, 100].

2.8.3 Molibdén

A molibdén nagyon erősen megemeli az ausztenitesítési hőmérsékletet és csökkenti az ausztenit karbontartalmát. A leghatásosabb ötvöző elem az átedzhetőség növelése szempontjából, de manapság csak igen nagyméretű öntvényekben használják. Káros hatása, hogy éppen úgy, mint a mangán, nagymértékben a kristályhatár közelében dúsul és stabil karbidot képez, amely még hosszabb grafitosító izzítás hatására sem bomlik el teljesen. A molibdén nagymértékben lassítja a karbon diffúzióját, így stabilizálja az ausztenitet és késlelteti az 1.reakciót. A gyakorlatban nikkellel és/vagy rézzel együtt használják, de csak maximum 0,2%-ig [12, 15, 18, 85, 94, 96, 99, 101].

2.8.4 Réz, nikkel és egyéb ötvözőelemek

A réz az ADI átédzhetőséget javító legolcsóbb ötvözőelem. Kevésbé hatásos, mint a molibdén, mangán, vagy a nikkel. A réz és a nikkel használatának legfőbb előnye, hogy minimálisra csökkentik a mangán és molibdén használatát és ezáltal kiküszöbölik a karbidképződés káros hatásait. Hátránya hogy, lassítja a karbon átmenetét a gömbgrafit és a fémes mátrix között, így késlelteti a karbon ausztenit homogenizálódását. Emiatt jelentősen, akár 50%-kal is megnöveli az ausztenitesítési időt. A réznek elhanyagolható hatása van az ausztenitesítési hőmérsékletre, a karbon oldhatóságra, illetve az ausztemperálási reakció idejére. A réz 0,8 százaléknál nagyobb mennyiségben jelentősen rontja a dinamikus mechanikai tulajdonságokat.

A nikkel csökkenti az ausztenit képződés egyensúlyi hőmérsékletét, és valamelyest lassítja a karbon átmenetet a grafitból a fémes szövetbe, így kismértékben megnöveli a szükséges ausztenitesítési hőmérsékletet. A nikkel mikrodúsulása minimális. Kismértékben ugyan csökkenti a folyáshatárt és a szakítószilárdságot, de ezt a hatást az ausztemperálási hőmérséklet csökkentésével kompenzálni lehet. Javítja a szívóssági tulajdonságokat. Világpiaci ára gyakran változik és aránylag drága. Elméletben az öntvény bármilyen mértékig ötvözhető nikkellel, de gyakorlatban maximális mennyisége 2% [7, 12, 15, 94, 96, 99].

Egyéb karbidképző elemek, mint a króm illetve a vanádium a mangánhoz hasonlóan viselkednek.

Az antimon ártalmas hatással van a gömbösítésre. Ezt a hatást viszont könnyen semlegesíteni lehet ritkaföldfémekkel, különösen cériummal. Az ón és az antimon szintén diffúziós gátat képez a grafit/fém határfelületen, nagymértékben akadályozza a karbon diffúzióját [5, 12, 100, 102 – 104].

2.8.5 Az ötvözés gyakorlati megvalósítása

A tipikus ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas összetételt a 2.3 táblázat mutatja be.

Ötvözőelem:	ötvözés mértéke
Karbon	$3,7 \pm 0,2 \%$
Szilícium	$2,5 \pm 0,2 \%$
Mangán	$0,3 \pm 0,03 \%$
Réz	Szükség szerint maximum $0,8 \pm 0,05 \%$ -ig
Nikkel	Szükség szerint maximum $2 \pm 0,1 \%$ -ig
Molibdén	Csak, ha szükséges maximum $0,25 \pm 0,03 \%$ -ig

2.3 táblázat

A gyakorlatban használt öntöttvas összetétele

A gyakorlatban az ötvözés a következőképpen történik: alacsony ára miatt először rezet használnak maximum 0,8%-ig. Ha szükséges, akkor nikkelt is 2%-

ig. Ha az öntvény mérete megkívánja, akkor molibdént is használnak az átedzhetőség javítására. El kell kerülni a nagy mangán és molibdén tartalom által esetleg okozott kiválásokat, amelyek rontják a mechanikai tulajdonságokat, de szükségesek az átedzhetőség szempontjából [7, 92].

2.9 A SZÖVETSZERKEZET HATÁSA AZ AUSZTEMPERÁLT GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVAS MECHANIKAI TULAJDONSÁGAIRA

Ellentétben a lemezgrafitos öntöttvassal, amelynek tulajdonságait alapvetően a grafit mennyisége határozza meg, a gömbgrafitos öntöttvasban azonos összetétel esetén is a grafit mennyisége aránylag tág határok között változhat anélkül, hogy a tulajdonságai lényegesen változnának. Egyedül a $R_{p0,2}$ -t befolyásolja egyértelműen a grafit mennyisége. Mindazonáltal a grafit káros hatása az öntöttvasak mechanikai tulajdonságaira érvényes a gömbgrafitos öntöttvasakra is, de sokkal kisebb mértékben. Ez a hatás nagymértékben kompenzálható a fémes szövet módosításával. Tehát a mechanikai tulajdonságok kialakításában a fémes alapszövetnek meghatározó szerepe van, és mind közül a legfontosabb tényező a maradék ausztenit mennyisége, illetve annak karbontartalma [1, 5, 105, 106].

A 2.4 és 2.5 táblázat az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas magyar (európai) és amerikai (ASTM) szabványainak mechanikai tulajdonságokra vonatkozó előírásait mutatja be.

Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas különböző osztályaihoz különböző hőkezelési paraméterek tartoznak.

A táblázatok azt mutatják, hogy adott szívósság mellett az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas kétszeres szakítószilárdsággal rendelkezik a hagyományos gömbgrafitos öntöttvashoz képest (amelynek szakítószilárdsága az ASTM A 536 szabvány szerint 414-827MPa), és összevethető számos acéléval. Az ADI öntvényből készült alkatrész tömege a kovácsolt acél alkatrészekhez képest 10%-kal kisebb, ami pl. gépjárművek esetében gyakran jelentős üzemanyag megtakarítást jelent [7, 13, 15].

Anyagminőség		Szakítószilárdság	Egyezményes folyáshatár	Nyúlás	Kemény-ség
Rövidjelölés	Szám	R_m [N/mm ²]	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	A_5 [%]	HB
EN-GJS-800-8	EN-JS1100	800	500	8	260–320
EN-GJS-1000-5	EN-JS1110	1000	700	5	300–360
EN-GJS-1200-2	EN-JS1120	1200	850	2	340–440
EN-GJS-1400-1	EN-JS1130	1400	1100	1	380–480

2.4 táblázat

Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvasak osztályai és a mechanikai tulajdonságokra vonatkozó előírás MSZ EN 1564:1997 szabvány szerint

Anyagminőség		Szakító-szilárdság	Egyezményes folyáshatár	Nyúlás	Ütő-munka	Kemény-ség
Osztály	jel	R_m [N/mm ²]	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	A_5 [%]	J	HB
1.	850/550/10	850	550	10	100	269–321
2.	1050/700/7	1050	700	7	80	302–363
3.	1200/850/4	1200	850	4	60	341–444
4.	1400/1100/1	1400	1100	1	35	388–477
5.	1600/1300/-	1600	1300	–	–	444–555

2.5 táblázat

Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvasak osztályai és a mechanikai tulajdonságokra vonatkozó előírás ASTM 897M-02 szabvány szerint

Az ADI további kiváló tulajdonsága a kopásállóság, mivel a hőkezelés után a szövetben meglévő maradék ausztenit feszültségindukált martenzitté alakul át, ami a keménység növekedésével jár.

2.9.1 Szakítószilárdság, folyáshatár, és nyúlás

Az ausztemperálási hőmérséklet csökkenésével a szövet finomodik, a ferrit tűk vastagsága csökken és a szilárdsági tulajdonságok javulnak [7, 105].

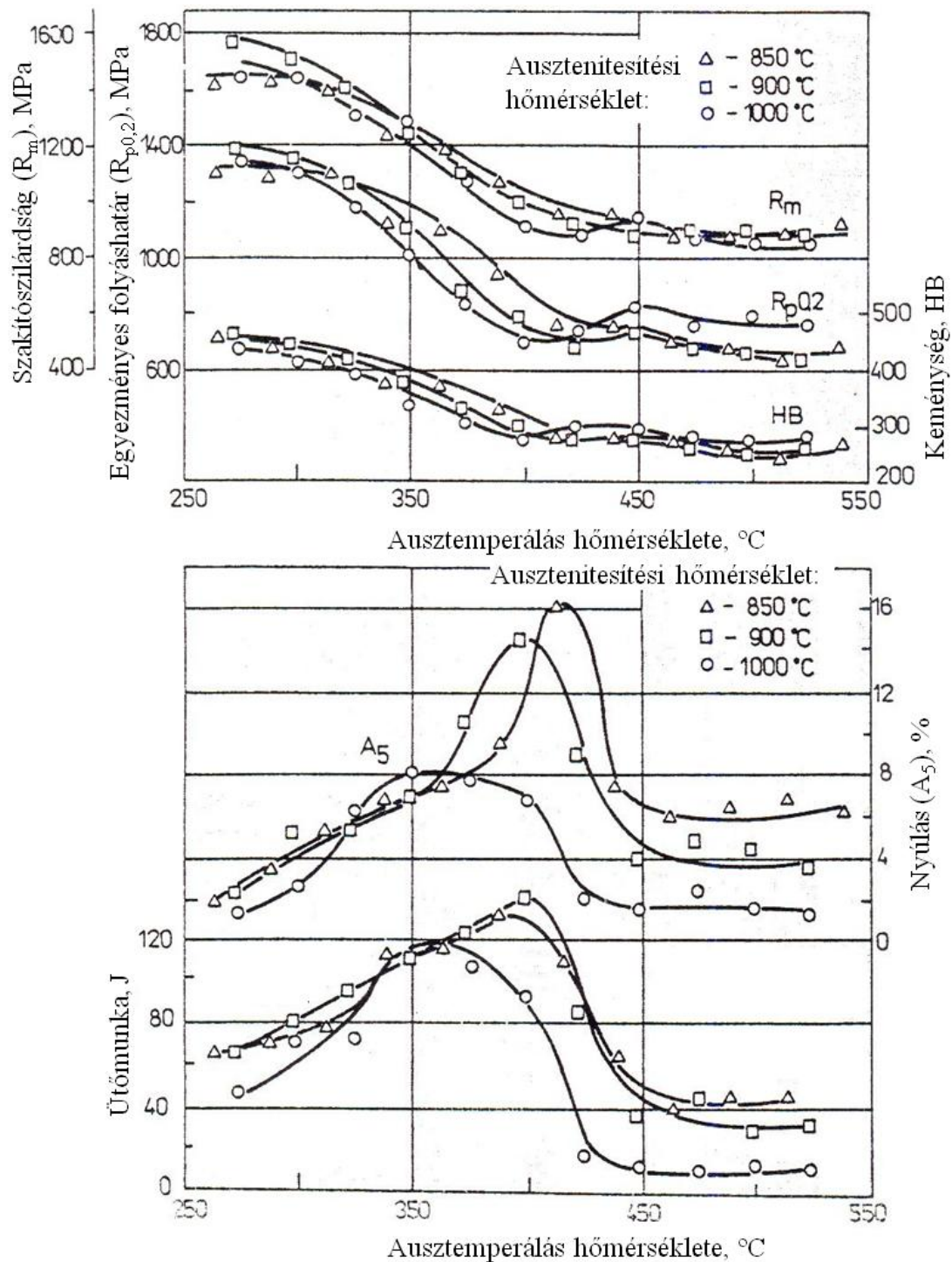
Az ausztemperálás hőmérsékletének hatását az ADI szakítószilárdságára (R_m), egyezményes folyáshatárára ($R_{p0,2}$), keménységére (HB), nyúlására (A_5) és szívósságára a 2.9 ábra mutatja be [92].

Körülbelül 260 és 420°C közötti hőmérséklet közben végzett ausztemperálás hatására a hőmérséklet növekedésével az ADI szilárdsági tulajdonságai csökkennek. A további hőmérsékletnövekedés nem jár lényeges változásokkal a szakítószilárdságra, a folyáshatárra illetve keménységre nézve. A legnagyobb szilárdsági értékeket a fenti hőmérséklettartománynál kisebb hőmérsékleteknél találjuk, amelyekhez alsó bainites szövetszerkezet tartozik [82, 92].

Körülbelül 350 és 420°C közötti hőmérséklet közben végzett ausztemperálás után a fémes szövet bainites ferritből és maradék ausztenitből áll. A maradék ausztenit mennyisége elérheti a 45%-ot is. Ezen a hőmérsékleten adódnak a legnagyobb szívóssági és szilárdsági értékek [82, 83, 85, 92].

Körülbelül 420 és 500°C közötti ausztemperálás során durva szemcsés, nem tűs bainit típusú szövet jelenik meg. A maradék ausztenit mennyisége kevesebb, mint 8%.

Magasabb átalakulási hőmérsékleten (kb. 500°C fölött) a durva szemcsés szövetben nincs maradék ausztenit, perlit viszont van. Az átalakulási hőmérséklet növelése nem okoz lényeges különbséget a bainites–perlites szövet és nem tűs durva szemcsés szövet mechanikai tulajdonságai között. A két szövet közös jellegzetessége, hogy csökkentik a szívósságot és a nyúlást [85, 92].



2.9 ábra

Az ausztemperálási hőmérséklet hatása a mechanikai tulajdonságokra különböző ausztenitesítési hőmérséklet esetében [92]

A 2.9 ábra az ausztemperálási hőmérséklet hatása mellett az ausztenitesítési hőmérséklet mechanikai tulajdonságokra gyakorolt hatását is mutatja.

Az alsó bainites tartományban az ausztenitesítési hőmérsékletnek nincs jelentős hatása a szilárdsági és szívósság tulajdonságokra [82, 83, 85, 92].

A felső bainites régióban az ausztenitesítési hőmérséklet szintén nem okoz jelentős különbséget a szakítószilárdság, az egyezményes folyáshatár és a keménység értékeiben, viszont hatása a szívósságra és nyúlásra jelentős, különösen, ha a rákövetkező ausztemperálási hőmérséklet 400°C fölött van. Az alacsonyabb nyúlási és szívóssági értékek 1000°C -os ausztenitesítési hőmérsékleten jelennek meg. Az ausztenit növekvő karbontartalma meghatározza az ausztemperálás során kialakuló szövetszerkezetet, és a legjelentősebb tényező a szívósság csökkentésében [92].

Az ADI szilárdsági és szívóssági tulajdonságaira tehát mind az ausztenitesítési, mind az ausztemperálási hőmérséklet jelentős hatással van. Ennek megfelelően a legtöbb ötvöztelen és gyengén ötvözött gömbgrafitos öntöttvas ausztenitesítési hőmérséklete $850\text{--}900^{\circ}\text{C}$ között van, amelynél az ausztenit nagyobb karbontartalmából adódó kedvezőtlen hatások nem jelennek meg. Az ausztemperálási hőmérséklet kb. 420°C alá csökkentése a szilárdsági és szívóssági tulajdonságok kedvező kombinációjához vezet [82, 83, 85, 92].

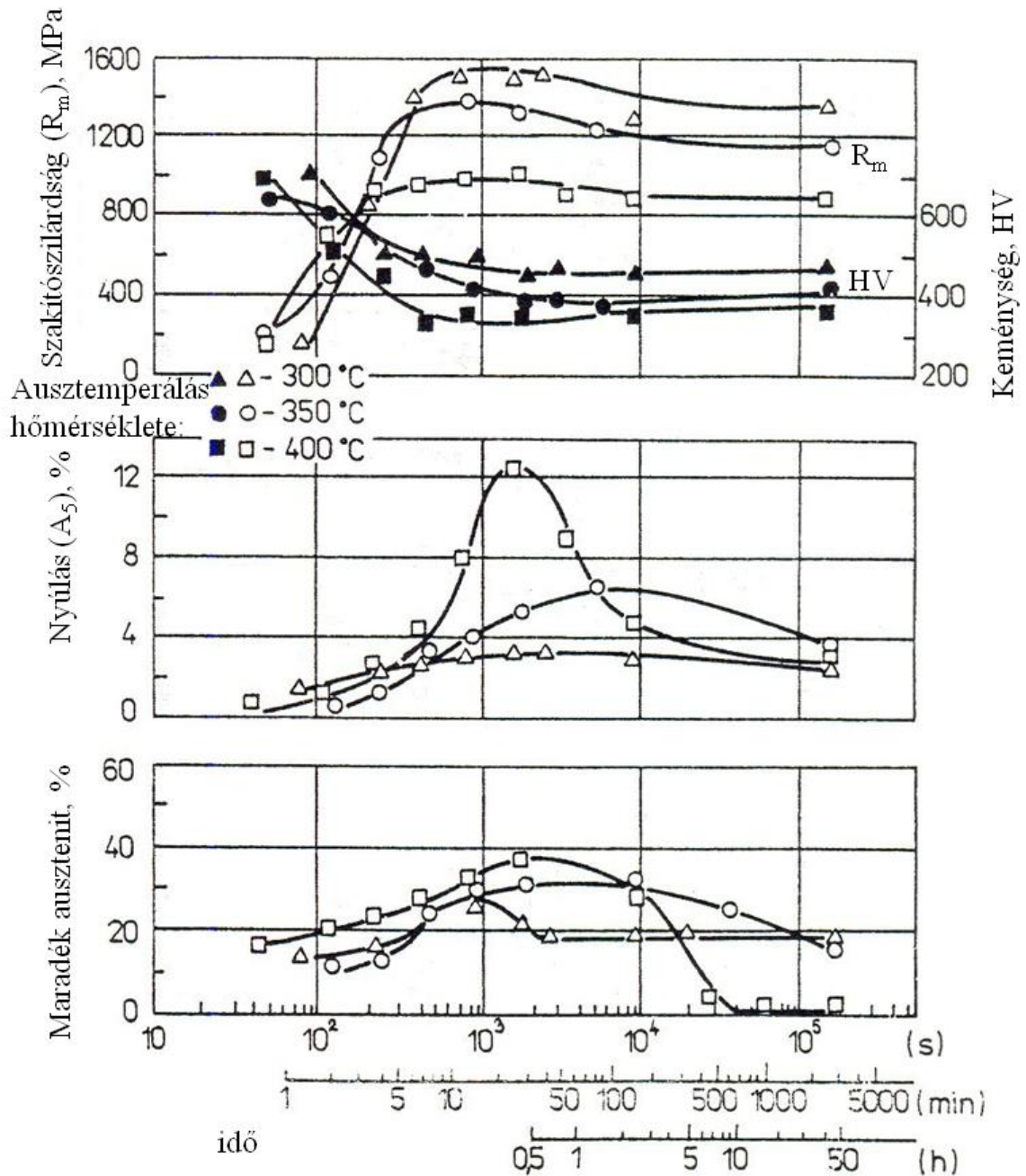
A 2.10 ábra a 300 , 350 , 400°C -os ausztemperálási hőmérsékletű hűntartások hatását mutatja be a mechanikai tulajdonságokra. Az ábra felső része a szakítószilárdságot (R_m), a nyúlást (A_5) és a keménységet (HB) mutatja részleges izotermás átalakulás és szobahőmérsékletre hűtés után, az ábra alsó része pedig a maradék ausztenit mennyiségét ábrázolja [92, 99].

Rövid hűntartási idő után a fémes szövet bainites ferritből, martenzitből és maradék ausztenitből áll. Az átalakulási hőmérsékletről történő hűtés után a martenzit karbonban kevésbé dúsult ausztenitből keletkezik. A martenzit megnöveli az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas törési hajlamát. A szakítószilárdság, a folyáshatár, a nyúlás és a maradék ausztenit mennyisége nő az izotermás átalakulás kezdeti szakaszában, de a keménység csökken.

A hűntartási idő növelésével a bainites ferrit mennyisége nő és a martenzit mennyisége csökken, így csökken a gömbgrafitos öntöttvas törési hajlama. Az ADI optimális mechanikai tulajdonságait a maximális maradék ausztenit tartalomnál kapjuk meg. Ez a bainites ferrit–ausztenit szövetszerkezet kis mennyiségben martenzitet is tartalmazhat az átalakulási hőmérséklet és a szövet összetételi inhomogenitása miatt [82, 83, 85, 92].

Amikor az ausztenit karbontartalma eléri a maximumot, az átalakulási hőmérsékletről történő lehűtés után gyakorlatilag az összes karbon a maradék ausztenitben lesz jelen, nem keletkezik martenzit. Mind a szakítószilárdság, mind a nyúlás eléri a maximális értéket, 2.10 ábra [92].

A hűntartási idő további növelése a nyúlás értékeinek csökkenését okozza, de nem okoz jelentős csökkenést a szilárdsági tulajdonságokban. A nyúlás csökkenése a maradék ausztenit mennyiségének csökkenése miatt következik be, amelyet ferrit+karbidból álló szövetszerkezet vált fel. A legjellegzetesebb változás 400°C -on tapasztalható, 2.10 ábra [92].



2.10 ábra

Az ausztemperálás hőntartási idejének hatása a mechanikai tulajdonságokra [92]

Az adott hőmérsékleten az ötvény mechanikai tulajdonságainak legkedvezőbb kombinációjához (a bemutatott példában a maximális nyúláshoz tartozó szilárdsági tulajdonságokat) tartozó hőntartási időt gyártási kísérletekkel kell meghatározni. Különösen igaz ez magasabb átalakulási hőmérsékleteknél (kb. 400°C felett) a mechanikai tulajdonságokat a hőntartás időtartama jelentősen befolyásolja, azaz az optimális mechanikai tulajdonságok tartománya szűkebb [5, 7, 82, 83, 85, 92, 95, 97, 98, 99, 107–109].

Az ötvözőelemek a szövetszerkezet változásán keresztül fejtik ki hatásukat az ADI mechanikai tulajdonságaira. Ha nagyobb szívósságú gömbgrafitos öntöttvasat akarunk elérni, akkor alkalmas ötvözőelem a réz vagy a

nikkel. A molibdén- vagy mangántartalom növelésével növelhető az átedzhetőség, ugyanakkor az összetételi és szerkezeti inhomogenitás növekedésével csökken az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas szívóssága.

2.9.2 Kopásállóság

A koptató igénybevételnek leginkább ellenálló anyagokat rendszerint nagy keménység jellemzi. Általában a kopás mértéke jelentősen csökken a keménység növekedésével. Vannak kivételek is (pl. ausztenites Hadfield acél), amelyeknek keménysége nem túl nagy, de bizonyos körülmények között kiváló kopási tulajdonságokkal rendelkeznek, amelyek lényegesen meghaladják a nagyobb keménységű ötvözetek kopásállóságát [7, 110].

Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvasnál a koptató igénybevétel jellege és a szövetben található maradék ausztenit mennyisége között jól definiálható, gyakorlati ismereteken alapuló összefüggés van. Ha a koptatás során az abrazív jellegű hatás dominál, akkor a nagyobb keménységű és szilárdságú anyagminőség, ha a dinamikus hatás a meghatározó, akkor a viszonylag nagyobb szívósságú, kisebb keménységű, nagy mennyiségű ausztenitet tartalmazó ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas alkalmazása a célszerűbb [110].

Az ADI abrazív kopásállósága jóval meghaladja az alap öntöttvasét és összemérhető azokkal az acélokkal, amelyeknek kétszeres a keménysége [110].

A koptatás során a felületen a maradék ausztenit martenzitté alakul át. Ilyenkor az öntvény felületi keménysége megnő, és ezáltal a kopásállósága is. Mivel a martenzites átalakulás csak a felületen megy végbe, ezért a szívóssági tulajdonságok nem változnak. Így az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas kedvező kopási tulajdonsága nagy szilárdsággal és szívóssággal párosul [7, 92, 110, 111].

2.9.3 Dinamikus tulajdonságok, fárasztási vizsgálat

Az ADI törési szilárdságára vonatkozó adatok hiánya két okra vezethető vissza. Az egyik, hogy viszonylag új anyag, és elsősorban a hagyományosabb és könnyebben mérhető szilárdsági tulajdonságok adatbázisát hozták létre. Másodszor a gömbgrafitos öntöttvas kifáradási szilárdságát nagy szóródás jellemzi, illetve sok változó függvénye. Röviden azokat a változókat tekintem át, amelyek hatással vannak a kifáradási határra [105, 106, 112].

Grafit alakja: a gömbgrafitos öntöttvasban a repedés a gömbgrafit és a fémes szövet határfelületéről indul. ebből adódóan a gömbösítési tényező fontos szerepet játszik a gömbgrafitos öntöttvas kifáradásában. A kifáradási határ csökken, ha a grafít gömbösítési tényezője csökken.

Grafit mérete: a kifáradási határ a gömbgrafit méret növekedésével csökken, különösen, ha a fémes szövet keménysége nagy. Ugyanolyan keménységű fémes alapszövetnél tehát a kisebb átmérőjű gömbgrafithoz nagyobb kifáradási határ tartozik.

Nemfémes zárvány: a nemfémes zárványok is csökkentik a kifáradási határt, különösen a nagy keménységű fémes szövetben. Annak ellenére, hogy a

nemfémes zárványok mérete a gömbgrafithoz képest sokkal kisebb, a hatásuk sokkal drasztikusabb.

A fémes mátrix keménysége: hasonlóan a többi mechanikai tulajdonsághoz a gömbgrafitos öntöttvas szövete is hatással van a kifáradási határra. A fémes alapszövet szerepe, hogy késlelteti a repedésképződést. A kifáradási határ növekszik a mátrix keménységének növekedésével. Ha a szövet keménysége egy bizonyos értéket elér nincs további élettartam növekedés.

Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas viselkedését ciklikus terhelési körülmények között tanulmányozzák. A fáradási jellemzőket sík és bemetszett próbatesten, csavaró-hajtogató terhelés közben vizsgálják. A fáradásos töréssel szembeni legjobb ellenállása a nagy maradék ausztenit tartalmú bainites szövetnek van. Ennek a viselkedésnek az a magyarázata, hogy a gömbgrafitos öntöttvas szakítószilárdságának és keménységének növekedését nem arányosan követi a törési szilárdság növekedése. Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas sík próbán kapott kifáradási határa 40%-kal nagyobb, mint a perlites gömbgrafitos öntöttvasé. Bemetszett próbatesten pedig az ausztemperált szövet kifáradási határa háromszor nagyobb volt. Hasonló eredményeket adtak a gömbgrafitos öntöttvas fogaskerék törési vizsgálatai. Napjainkban óriási figyelmet szentelnek az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas alkalmazására a fogaskerékgyártásban [92, 113, 114].

Az ADI öntvények kifáradási határát oly módon növelik, hogy a felületi bainites réteget sörétszórással keményítik. A keményített felületnél fontos szerepet játszik a bainites szerkezetben a maradék ausztenit. A hidegen (sörétszórással vagy ezt követő terheléssel) alakított maradék ausztenitből feszültség indukálta martenzit keletkezik [92, 115].

2.9.4 Megmunkálhatóság

Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas megmunkálása kétféleképpen történhet az ausztemperálási hőmérséklettől függően. Magasabb hőmérsékleten (350-400°C) az ausztemperált öntvényeket a hőkezelés után munkálják meg. Ezeknek az öntvényeknek a mérete nem változik, így az alkatrész a megmunkálás után üzembe helyezhető.

Az alacsonyabb hőmérsékleten történő hőkezelés esetén az ADI nagy keménysége miatt nehezen munkálható meg, ezért ezeket az öntvényeket az ausztemperálás előtt ferritesítő hőkezelésnek vetik alá (amely ferritből és grafitból álló szövetet eredményez), és ezután munkálják meg [12, 16, 85].

2.10 AZ AUSZTEMPERÁLT GÖMBGRAFITOS ÖNTÖTTVAS ALKALMAZÁSI TERÜLETE

A hőkezelési paraméterek megfelelő megválasztásával az ADI termékek tulajdonságai széles körben változtathatóak, ezáltal felhasználhatóságuk gyakorlatilag korlátlan. Természetesen lényeges kérdés az is, hogy mekkora az adott termékhez tartozó költségvonzat. Az ADI alkatrészek megtalálhatóak a személy- és tehergépkocsikban, mezőgazdasági és ipari gépekben, vasúti

szerelvényekben és hadiipari alkalmazásoknál egyaránt. Alkalmazási előnyeik járműipari alkatrészként az acélhoz viszonyítva a kisebb sűrűség, nagy szilárdság és csillapítási kapacitás, valamint a kisebb gyártási költség. Tipikus felhasználási területei: felfüggesztések alkatrészei, bütyköstengely, meghajtó- vezérmű- és tányérosfogaskerekek, kapcsolószerkezetek, motorfelfüggesztés, differenciál és hajtóműházak, kerékagyak [7, 14].

A mezőgazdasági és földmunkagépeknél az ADI alkatrészek (például földmunkagépek vágóélei, aprítólapátok, útgyaluk, bontókalapácsok, légrésszerszámok, műtrágyaszóró alkatrészek) különleges előnye az ütésállósággal kombinált kopásállóság.

Számos olyan ipari alkalmazási terület van, ahol a kopásállóság és nagy dinamikus terhelhetőség szükséges, például konveyorok, szivattyúk, sajtók alkatrészei, kopólemezek és gépfoglatok.

Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvasat leggyakrabban a fogaskerék gyártásban alkalmazzák, és ebben a tárgyban napjainkban is számos publikáció születik [116, 117]. Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvasból készült fogaskerekeknek a következő előnyei vannak: a gyártósor termelékenységének növekedése, körülbelül 10%-os súlycsökkenés, kisebb működési zaj, rövidebb a bejáratási idő, fokozza a berágódással szembeni ellenálló képességet. A 70-es évek elején kezdték a különféle fogaskerekeket kovácsolt acél helyett ausztemperált gömbgrafitos öntöttvasból gyártani. Észak-Amerikában az ADI alkalmazásának legnagyobb áttörése 1977-ben volt, amikor a General Motors a kovácsolt és kéregedzett acél fogaskerekeket, ausztemperált gömbgrafitos öntöttvassal váltotta ki. Az ipari bevezetés előtt kilenc évig tartott a fejlesztés és hat évig zajlottak az üzemi kísérletek. 1983-ban Gummins Engine Co. kezdte el az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvasból készült vezérmű tengely gyártását dízelmotorokhoz. A vezérmű tengely kimunkálása lágyított gömbgrafitos öntvényből történt, és ezután következett az ausztemperálás. Az ausztemperálás utánra csak a belső átmérő kialakítása és a sörétszórás munkafolyamata maradt. Az éves termelés meghaladta az évi 30000 darabot és a költségmegtakarítás elérte a 30%-ot.

Összességében elmondható, hogy az ausztemperálás jelentős értéknövelő tényező, amely mind a gömbgrafitos öntöttvasat gyártó öntödének, mind a felhasználónak nagyobb profitot eredményez [7, 14, 118].

3. FÉMTANI VIZSGÁLATOK

A vasötvözetek fázisátalakulásaira vonatkozó ismeretek mind a mai napig folyamatosan bővülnek. A kutatási módszerekben az elméleti megfontolások mellett jelentős szerepet kapnak a kísérletek, azaz a fémtani vizsgálatok is. Az anyag illetve az anyagban lejátszódó folyamatok tanulmányozására ma már a fizika megannyi elvét felhasználják, illetve számos fizikai tulajdonság vizsgálatára kiterjed. A fázisban vagy fázisokban végbemenő minden változás azok tulajdonságainak, és ezen keresztül anyag tulajdonságainak változásával jár. Ilyen például a fajtérfogat, a villamos ellenállás, a mágneses és termikus tulajdonságok.

Ebben a fejezetben a kutatómunkám alapjait képező dilatométeres és röntgendiffrakciós vizsgálatokat foglalom össze.

3.1 TÁGULÁSMÉRÉS (DILATOMETRIA)

A tágulásmérés (dilatometria) régóta kedvelt és széles körben alkalmazott vizsgálati módszere az anyagtudománynak. A módszer fejlesztése és sokirányú alkalmazása hosszú időre nyúlik vissza a Miskolci Egyetem (Nehézipari Műszaki Egyetem) Metallográfiai, illetve a Fémtani Tanszéken is [119–123].

3.1.1 A mérés elve

Egyfázisú anyagok térfogata melegítéskor a hő okozta táulás következtében nő. A hőtágulás annak következtében lép fel, hogy a hőmérséklet növekedése következtében az atomok energiája nő és eltávolodnak egymástól (távolságuk időbeli átlaga nő). Ez kristályos anyagoknál a rácsparaméter növekedését jelenti. Az l_0 hosszúságú, T_0 hőmérsékletű anyag ΔT hőmérsékletváltozásakor létrejövő vonalmenti Δl méretváltozását a lineáris hőtágulási együttható fejezi ki. A gyakorlatban a lineáris hőtágulási együttható általában néhány száz fokok hőmérséklettartományban állandónak tekinthető. A hosszváltozás hőmérséklet függését folytonos függvénynek tekintve $\Delta T \rightarrow 0$ esetben megkapjuk a T_0 hőmérséklethez tartozó lineáris hőtágulási együtthatót (3.1 egyenlet).

$$\alpha = \lim_{\Delta T \rightarrow 0} \frac{1}{l_0} \frac{\Delta l}{\Delta T} = \frac{1}{l_0} \frac{dl}{dT} \bigg|_{T=T_0} \quad (3.1)$$

A fémek allotróp átalakulása is térfogatváltozással jár. Szobahőmérséklettől az olvadáspontig a fémek lineáris méretei megközelítőleg 2%-kal nőnek.

A színvas allotróp átalakulása különösen jelentős térfogatváltozás kíséri (kb. 1,5%). Mindezek alapján érthető, hogy a leggyakrabban használt módszer a vasötvözetek fázisátalakulásainak vizsgálatára a dilatometria (tágulásmérés). A mérés alapja, hogy az ausztenit átalakulásakor a képződő átalakulási termékek fajtérfogata nagyobb az auszteniténél, és az átalakult hányad mennyisége arányos

a fajtérfogat változásával, az pedig közel arányos a hosszváltozással, amit dilatométer segítségével közvetlenül lehet mérni.

A dilatométeres vizsgálat előnye, hogy adott körülmények között egyetlen darabbal felvehető az egész folyamatot leíró folyamatos görbe, hátránya viszont, hogy közvetlenül nem árulja el magát a folyamatot. Ezért a dilatométeres vizsgálatot is mindig kiegészítik az átalakult szerkezet vizsgálatával.

Gyakorlati körülmények között az átalakulási folyamatok döntő többségében folyamatos hűtés vagy hevítés közben mennek végbe, a jellegük tanulmányozására illetve megismerésére az izotermás körülmények alkalmasabbak.

Az ausztenit izotermás átalakulásának vizsgálati lényege, hogy a próbadarabot a lehető leggyorsabban kell az ausztenitesítés hőmérsékletéről az átalakulási hőmérsékletre hűteni. Ehhez mindig kisméretű minták kellene, és az átalakulás hőmérsékletére beállított olyan közeg, amely gyorsan elvonja a hőt. Ez kétféle módon lehetséges: vagy állandó hőmérsékletű fémfürdő alkalmazásával, vagy olyan berendezésben, amelyben a hőkezelési ciklust programszabályzással oldják meg [120–123].

A tágulásmérés során a próbadarab hosszváltozását mérjük, amely közel arányos a térfogatváltozással. A relatív térfogatváltozás ($\frac{\Delta V}{V_0}$) adott hőmérsékleten felírható, mint az aktuális térfogat (V) valamint a kiinduló térfogat (V_0) különbsége a kiindulási térfogatra vonatkoztatva; (3.2) egyenlet:

$$\frac{\Delta V}{V_0} = \frac{V - V_0}{V_0} \quad (3.2)$$

A relatív hosszváltozás a relatív térfogatváltozásból a (3.3) egyenlettel számolható

$$\frac{\Delta l}{l_0} = \frac{1}{3} \cdot \frac{\Delta V}{V_0} \quad (3.3)$$

A különböző szakirodalmak (3.3) egyenletet adják meg a relatív térfogatváltozásból számított relatív hosszváltozásra [124–131]. Ez az egyenlet egy nagyon jó közelítő megoldást ad. A pontos megoldást viszont a (3.4) egyenlet adja [132–134].

$$\frac{\Delta l}{l_0} = \sqrt[3]{\frac{\Delta V}{V_0} + 1} - 1 \quad (3.4)$$

A (3.4) egyenletet sorba fejtésével a (3.5) egyenlethez jutunk, amelynek a másod és magasabb rendű tagjait elhanyagolva visszkapjuk a (3.3) egyenletet.

$$\frac{\Delta l}{l_0} = \frac{1}{3} \cdot \frac{\Delta V}{V_0} - \frac{1}{9} \cdot \left(\frac{\Delta V}{V_0}\right)^2 + \frac{5}{81} \cdot \left(\frac{\Delta V}{V_0}\right)^3 - \frac{10}{243} \cdot \left(\frac{\Delta V}{V_0}\right)^4 + \frac{22}{729} \cdot \left(\frac{\Delta V}{V_0}\right)^5 \cdot \dots \approx \frac{1}{3} \cdot \frac{\Delta V}{V_0} \quad (3.5)$$

A 10%-nál kisebb relatív térfogatváltozás esetén (3.3) és (3.4) egyenlettel számolt relatív hosszváltozások közötti relatív hiba kisebb, mint 3,27%. A

gyakorlatban viszont 2%-nál kisebb relatív térfogatváltozások fordulnak elő, ahol ez a relatív hiba még kisebb (0,67%). A gyakorlatban célszerűbb tehát az egyszerűbb (3.3) egyenlettel számolni [132–134], vagyis elfogadjuk, hogy a relatív hosszváltozás arányos a relatív térfogatváltozással.

3.1.2 A dilatométeres vizsgálat gyakorlati megvalósítása

A fémek hő okozta tágulásmérésénél a 5-50 mm hosszú hengeres próbát a próbatartóval együtt hevítik és a relatív elmozdulást mérik. A mérési hiba csökkentése érdekében célszerű minél kisebb tágulási együtthatójú anyagot használni próbatartóként. Erre a célra legáltalánosabban használt anyag a kvarc. Ennek tágulási együtthatója kb. $5 \cdot 10^{-7}$ 1/K, vagyis közelítőleg 20-szor kisebb, mint általában a fémeké. Használata kb. 1150°C-ig lehetséges, mert ennél nagyobb hőmérsékleten átkristályosodik. Ezért ilyen méréseknél korundból készült próbatartót használnak, még nagyobb hőmérsékleten pedig grafitot.

Az alapvető dilatométeres méréstechnikai módszerek közül ma már korszerűtlennek tekinthetők azok a módszerek, amelyek a vizsgálandó próbadarab méretváltozásának nyomon követését mechanikai, vagy optikai elven oldják meg. Napjainkban a próbadarab méretváltozását csaknem minden esetben induktív útjeladóval követik nyomon. Ilyen típusú dilatométernél a próbadarab hosszváltozása két tekercsben központosan lévő vasmag elmozdulását okozza, és az induktivitásváltozás a hosszváltozással arányos feszültségjelet ad. Előnye, hogy gyors folyamatok mérése közben is megbízhatóan és egyszerűen regisztrálható a feszültségváltozás, a nagyítás szinte tetszés szerint változtatható, jó a linearitása [123].

A dilatométeres görbe felvételéhez a hőmérséklet mérése és regisztrálása is feltétlenül szükséges. Ezt a régi készülékeknél összehasonlító etalonok tágulásának mérésével oldották meg, ma a próbához erősített termoelemmel végzik.

Az elektronikus, induktív elmozdulás-érzékelők használata azért is kedvező, mert a tágulást és a hőmérsékletet is villamos jellé alakítva, a közvetlen regisztrálás X-Y íróval vagy vonalíróval megoldható, illetve az adatok digitalizálás után számítógépen tárolhatók, és így könnyen feldolgozhatók.

A különböző cégek (Adamel, Theta, Bähr) által gyártott dilatométerek használhatósága elsősorban abban tér el egymástól, hogy a vizsgálatokhoz szükséges kiegészítő feltételek milyenek. Így a hevítés, hűtés szabályozása, a próba felületének védelmét védőgázban vagy vákuumban történő izzítással oldják-e meg, az egyenletes és gyors hűtés biztosításának módja, az adatrögzítés és feldolgozás lehetősége, esetenként más műveletek, például az egyidejű maradó alakváltozás megvalósítása [122, 123, 135].

Az acélok izotermás átalakulásának nyomon követésére egyszerű és jól bevált módszer az, amikor az állandó hőmérsékletű ónfürdőben tartjuk a próbát. Ez lehet ausztenitesítés után A_1 -nél kisebb hőmérsékleten (izotermás átalakulási vizsgálatok), vagy A_1 hőmérséklet fölött (izotermás ausztenitesítési vizsgálatok), de a megeresztési folyamatok izotermás nyomon követése is viszonylag

egyszerű. Lényeges, hogy a próba tömege (falvastagsága) minél kisebb legyen, hogy az állandó vizsgálati hőmérsékletet minél gyorsabban érje el [121–123].

A hőmérséklet függvényében történő tágulásmérést leginkább acélok folyamatos lehűlésekor érvényes átalakulási diagramok felvételére használják. A berendezésben ilyenkor tág határok között (több nagyságrendben) kell a hűtési sebességet változtatni. A lassú hűtéseknel különösen a felületvédelem (revésedés, dekarbonizáció megakadályozása), gyors hűtéseknel (több száz K/s hűtési sebesség) pedig a próbán belüli egyenletes hőmérséklet-eloszlás biztosítása és annak pontos mérése jelenti a legnagyobb kísérleti nehézséget.

A hosszváltozás-hőmérséklet diagrammal együtt a lehülési görbét (hőmérséklet-idő görbét) is meg kell határozni. Az átalakulási hőmérsékletek a közepes és nagyobb karbontartalmú acéloknál általában biztonságosan meghatározhatók. Kis méretváltozást okozó effektusok, különösen, ha széles hőmérséklettartományra terjednek ki, az egyszerű hosszváltozás-hőmérséklet görbén nehezen ismerhetők fel. Ilyenkor segíthet a görbe differenciálása esetleg ún. differenciás görbe felvétele. Ez azt jelenti, hogy a hőmérséklet függvényében nem csak a méretváltozást rögzítjük, hanem a méretváltozással arányos feszültségből levonjuk a hőmérsékletet jellemző termofeszültséget, és ezt regisztráljuk a hőmérséklet függvényében nagyobb érzékenységgel [123].

A tágulási együttható pontos ismerete lényeges kérdés a gyakorlatban. Így a hőkezeléseknél kialakuló ún. termikus feszültségek, vetemedések, repedések közvetlen kapcsolatban vannak a hőtágulással. Az alkatrészek pontos méretét, tágulási viszonyait, különösen, ha azok használat közben melegednek is, feltétlenül ismerni kell.

A tágulási együttható pontos meghatározásánál a dilatométeres mérést mindig lassú melegítés közben kell regisztrálni. Figyelembe kell venni azonban a próbatartó méretváltozását is [123].

3.1.3 A vasötvözetekre vonatkozó dilatométeres kutatások áttekintése

A múlt század közepéig a dilatométeres görbe kiértékelése az átalakulási folyamat kezdetének és végének megállapítására korlátozódott. Ezekből határozták meg az izotermás, illetve a folyamatos lehűlésre vonatkozó átalakulási diagramokat. A dilatométeres vizsgálatok eredményeit metallográfiai vizsgálatokkal ellenőrizték. A görbe tényleges menetével nem foglalkoztak, a pontatlansága miatt nem is foglalkozhattak érdemben [131, 136].

A technika fejlődésével a dilatométeres vizsgálatok kvantitatív elemzésre is alkalmassá váltak, azaz az átalakulási diagramok meghatározásán túl az átalakulási folyamatok kinetikai vizsgálatát is lehetővé tette. Emiatt vált szükségessé a dilatométeres görbék, illetve a folyamatok során fellépő hosszváltozás modellezése.

A dilatométeres görbék kiértékelésére leggyakrabban alkalmazott és legegyszerűbb összefüggést, a (3.6) egyenlet mutatja be, ahol x az átalakulási térfogathányad, az l_0 és l_v a próbatest hossza az átalakulás kezdetének és befejeződésének pillanatában, l az aktuális hossz.

$$x = \frac{1 - l_0}{l_v - l_0} \quad (3.6)$$

A fenti összefüggés olyankor használható jól, amikor a folyamat során nem változik a fázisok összetétele (az ausztenitből ferrit+cementit, azaz perlit keletkezik) [122, 123, 137–139].

Olyan esetben azonban, amikor az átalakulás több szövetelem keletkezésével jár, vagy például a bainites átalakulás természetéből adódóan az ausztenitben jelentős karbon koncentrációváltozás lép fel, az izotermás dilatometer görbe pontos kvantitatív kiértékelése gondot okozhat, mivel az ausztenit fajtérfogatát az oldott karbon erősen befolyásolja [122, 123, 130, 140–142].

Különösen az utóbbi időben számos tanulmány készült az acélokból végbemenő fázisátalakulások kinetikájának dilatometriával történő meghatározására [125, 127, 129–132, 138–149].

A martenzites átalakulás lefolyásának kvantitatív leírása viszonylag egyszerűbb, mert az átalakulás során nem lép fel koncentrációváltozás. A martenzites átalakulás akkor kezdődik, amikor a folyamatos lehűlés közben felvett dilatometeres görbén észlelhető (az ausztenit hőtágulási együtthatójának megfelelő) lineáris összehúzódás megszűnik. A további hőmérsékletcsökkenéskor a dilatometeres görbe alakját három tényező befolyásolja: a még át nem alakult ausztenit összehúzódása, a martenzit keletkezéséből adódó méretnövekedés és az előzőleg keletkezett martenzit összehúzódása a hőtágulási együtthatónak megfelelően. Az egyes részfolyamatok okozta hosszváltozást additívnak tekintik [122, 123, 131].

A [145] szakirodalom szerzői a proeutektoidos ferrites és perlites átalakulást vizsgálták, folyamatos lehűlés közben. Vizsgálataik azon a feltételezésen alapultak, hogy a proeutektoidos ferrit és perlites átalakulás folyamata különválnak. Kiértékelési módszerüknél első lépéseként feltételezték, hogy az adott összetétel alapján a mérlegszabályból adódó (a folyamat végén kialakuló) proeutektoidos ferrit és perlit arányából és a két folyamat által okozott tágulási együtthatóból meghatározható a fázisátalakulás által okozott átlagos tágulási együttható. Kísérleteik eredményeként azt kapták, hogy az átalakulás után a dilatogramon az egyenesek meredeksége (tehát a ferrit+perlites szövet hőtágulási együtthatója) független a perlit mennyiségétől. Ez alapján az átalakulás előtti és utáni egyenesek meredekségéből meghatározták a ferrit+perlites szövet átlagos átalakulási együtthatóját és az átalakulás közben az átalakult hányadot. A dilatometeres vizsgálataikat szövetvizsgálatokkal ellenőrizték, és azt találták, hogy a két vizsgálati módszer eredményei közötti eltérés kisebb, mint 5%. Kis karbontartalmú acélok kevés a perlitet tartalmaznak, ezért ennek mennyisége mind dilatometeres méréssel mind szövetvizsgálattal nehezen határozható meg. A perlites átalakulásnál csak közelítő számítást végeztek, mivel a pontos számításokhoz minden egyes időpillanatban (azaz hőmérsékleten) ismerni kellene a tágulási együtthatót a ferrit és a perlit arányának függvényében.

Meglehetősen kevés szakirodalom foglalkozik a gömbgrafitos öntöttvas dilatόμεteres vizsgálatával. Ezt két okra lehet visszavezetni. Az egyik, hogy a gömbgrafitos öntöttvasra vonatkozó kutatások és így a szakirodalmak nagyrésze a hőkezelési paraméterek illetve az ötvözés hatását vizsgálja a mechanikai tulajdonságokra. Az átalakulási diagramokat általában szövetvizsgálat alapján állapítják meg. A másik ok, hogy a gömbgrafitos öntöttvas helyett a fémes alapszövethez hasonló összetételű acélokat vizsgálnak, mivel így a hosszváltozásra legnagyobb hatást gyakorló fémes alapszövet karbontartalma ismert.

A [148] szakirodalom szerzői számolnak be arról, hogy szilíciummal erősen ötvözött vasötvözeteknél (és így a gömbgrafitos öntöttvasnál is) a bainites átalakulás első reakciója tágulást okoz. A második reakciónál a ferrit képződése tágulást, és az ezzel egyidőben lejátszódó karbidképződés viszont összehúzódnást okoz (mivel a vaskarbid a legnagyobb fajtérfogatú fázis a Fe-C-Si ötvözetekben, a grafittól eltekintve). Azt állapították meg, hogy a 2.reakciónál ezt a két hatást nehezen lehet elkülöníteni, mert a karbidok mennyiségét közvetlenül nem lehet meghatározni. Megjegyzik azonban, hogy a 2.reakció lejátszódásakor az ausztenit karbontartalmának csökkennie kell, amely az M_s hőmérséklet növekedését okozza, és amelyet tapasztaltak is az ausztenit 240°C-os izotermás átalakulás utáni hűtés közben felvett dilatόμεteres görbén. Ezt a karbidképződés közvetett bizonyítékának tekintették, de a dilatόμεteres görbén nem találtak sem tágulást, sem pedig összehúzódnást. Véggökövetkeztetésként arra jutottak, hogy a dilatόμεteres vizsgálat csak az 1.reakció elemzésére alkalmas, a 2.reakcióéra nem. Az általuk vizsgált összetételű (nagy szilíciumtartalmú) acélra vonatkozóan határozták meg izotermás átalakulási diagramot, valamint a (3.6) egyenlet alapján az 1.reakcióra vonatkozóan az átalakulási térfogathányadot és a kinetikai görbét.

3.1.4 A dilatόμεteres számítások alapjai

A diffrakciós eljárások fejlődése, a vizsgálatok pontosságának növekedése kihatott a dilatometriára is, és új megközelítést hozott az átalakulások okozta méretváltozások számításában. Ez a megközelítés azon alapul, hogy a kristályos anyag fázisának rácsparaméterében a hőmérséklet, és/vagy az összetétel változásából és a fázisok mennyiségéből ki lehet számolni a fellépő makroszkopikus méretváltozást.

Takahasi és Bhadeshia [132], valamint Onink és munkatársai [140] izotermás átalakulásokat vizsgáltak dilatόμεteres módszerrel. Onink és munkatársai [150] ötvözetlen acélban neutroindiffrakcióval megmérték az ausztenit és ferrit rácsparaméterét. A cementit rácsparaméterét szobahőmérsékletre extrapolálták irodalmi adatok alapján az átlagos hőtágulási együtthatóból. Azonban a vizsgálataik csak Fe-C hipoeutektikus acélokra érvényesek. Hasonlóképpen Li és munkatársai [151, 152] valamint Liu és munkatársai [153] számításait nem csak hipoeutektoidos hanem hipereutektoidos acélokra alkalmazta, figyelembe véve a dilatόμεteres hosszváltozásnál a karbontartalom és hőmérséklet függését. Qiu és van der Zwaag [133] valamint

Garcia de Andrés és munkatársai [125, 128] számításait acélok hevítése közbeni hosszváltozásra végezték. Kop és munkatársai [127] hipoeutektoidos acélok hűtése során elemezték a fázisátalakulások dilatométeres görbére gyakorolt hatását. Ez a modell azonban közvetlenül nem alkalmas fázisátalakulások kinetikájának meghatározására, mert a ferrithányadot csak iteratív módon (Newton-Raphson módszerrel) tudja meghatározni, mivel az ausztenit karbon dúsulása függ a pillanatnyi ferrithányadtól. Zhao és munkatársai [142, 149, 154] fázisok sűrűség függvénye alapján elemezték a dilatométeres görbéket, a fázisátalakulások okozta hosszváltozást. A fázisátalakulási folyamat során a fázisok sűrűségének pontos meghatározásánál azonban nehézségekbe ütköztek. Ezért, valamint a dilatométeres vizsgálat bizonytalanságai miatt rácsparaméterrel való közelítést használták. A [127, 142, 149, 154] szakirodalmakban közölt kutatások a hipoeutektoidos acéloknál az izotermás hosszváltozásra vonatkozó számításokat terjesztették ki folyamatos lehűlés közbeni hosszváltozásra. Kihangsúlyozták, hogy ferritképződés közben az ausztenit karbonban dúsul, illetve a ferrit és a perlit atomi térfogata (rácselem térfogat és a rácselemhez tartozó vasatomok számának hányadosa) közötti különbséget. Ezeket a számításokat azonban csak a ferrites és perlites átalakulásra, kis sebességű hűtés feltételeire végezték. A számolt hosszváltozás következetesen nagyobb volt, mint a kísérleti adatokból származó hosszváltozás. Úgy gondolták, hogy ez a hiba az átalakulás közbeni képlékeny alakváltozásból származik. Choi [130] hasonló megközelítést alkalmaz hipoeutektikus acéloknál folyamatos lehűlés közben a fázisátalakulások térfogatváltozásának számítására. Javasolt modelljében a fázisok összetételére egyensúlyi feltételt használt, és ez alapján számolta ki a fázisok lineáris hőtágulási együtthatóját és rácsparaméterét. Számításait csak a proeutektoidos ferrit és perlites átalakulása korlátozza.

A legtöbb kutató az átalakulási folyamatokra kidolgozott dilatométeres modelleket az izotermás illetve folyamatos lehűlés közbeni ferrites és perlites átalakulásra alkalmazza, ahol a lehűlési sebesség viszonylag kicsi ($\approx 0,2-1^\circ\text{C/s}$). Lee és munkatársai tanulmányukban [131] hipoeutektoidos acélok bainites és martenzites átalakulására is számolnak hosszváltozást, amelyet kombinálnak Onink és munkatársai [140] ferrites és perlites átalakulásra vonatkozó számításával. Ennek alapján folyamatos hűlés közben a kísérletileg mérhető hosszváltozásból meghatározták az összes szövetelem (proeutektoidos ferrit, perlit, bainit és martenzit) átalakult térfogathányadát.

A fent említett modellek alapja, hogy a hosszváltozás a különböző kristályszerkezetű kiinduló és keletkező fázisok rácsparaméteréből számolható. Az adott fázis rácsparamétere meghatározható az oldott atom mennyisége és a hőtágulási együttható alapján. Ebből következik, hogy az átalakulás során bekövetkező hosszváltozás kiszámolható, ha adott hőmérsékleten ismerjük a kémiai összetételt és a fázisok rácsparamétereit. A számítás során azzal a feltételezéssel élünk, hogy a kristályhibák (úgy mint a vakancia, a diszlokáció, vagy a kristályhatár) hatása a fázisátalakulás közbeni térfogatváltozására elhanyagolható.

Egy adott kristályos fázis térfogata felírható, mint az adott fázis rácselemeinek a száma és a rácselem térfogatának szorzata. Az ausztenit

felületen középpontos kockarácsú (FKK), a ferrit térben középpontos kockarácsú (TKK), a cementitnek viszont ortorombos rácsszerkezete van. Az ausztenit és a ferrit atomi térfogata $a_\gamma^3/4$ illetve $a_\alpha^3/2$, ahol a_γ és a_α az ausztenit illetve ferrit rácsparamétere adott hőmérsékleten. A cementit atomi térfogata $a_\theta b_\theta c_\theta/12$, ahol (a cementit ortorombos szerkezete miatt) a_θ , b_θ , c_θ , a cementit egymásra merőleges irányú rácsparaméterei. A kifejezések nevezőjében szereplő 4, 2 és 12 számok azt a tényt fejezi ki, hogy az ausztenit rácseleméhez 4 vasatom, a ferrit rácseleméhez 2, a cementit rácseleméhez pedig 12 vasatom tartozik.

Többfázisú anyag térfogata jó közelítéssel az anyagot alkotó fázisok térfogatának összegeként számolható [127–134, 140, 141, 151–153, 155].

A 3.1 táblázat a vasötvözetekben (Fe-C rendszerben) előforduló jelentősebb fázisoknak a dilatométeres számítás szempontjából fontosabb adatait foglalja össze.

Előforduló fázisok	Ausztenit	Ferrit	Cementit
Rácstípus	FKK	TKK	Ortorombos
A rácselemhez tartozó atomok száma	4	2	12
A fázishoz tartozó vas atomok száma	N_{Fe}^γ	N_{Fe}^α	N_{Fe}^θ
Rácselemek száma az adott fázisban	$\frac{N_{\text{Fe}}^\gamma}{4}$	$\frac{N_{\text{Fe}}^\alpha}{2}$	$\frac{N_{\text{Fe}}^\theta}{12}$
A rácselem térfogata	$v_\gamma = a_\gamma^3$	$v_\alpha = a_\alpha^3$	$v_\theta = a_\theta \cdot b_\theta \cdot c_\theta$
Fázistérfogat	$\frac{N_{\text{Fe}}^\gamma}{4} \cdot v_\gamma$	$\frac{N_{\text{Fe}}^\alpha}{2} \cdot v_\alpha$	$\frac{N_{\text{Fe}}^\theta}{12} \cdot v_\theta$

3.1 táblázat

A vasötvözetekben előforduló jelentősebb fázisoknak a dilatométeres számítás szempontjából fontosabb adatai

Mindezek alapján az ausztenit ferritté, illetve ferritté és karbiddá (perlit, bainit) együttesen történő átalakulásakor a kezdeti térfogatot a (3.7), az aktuális térfogatot és a kezdeti térfogathoz viszonyított relatív térfogatváltozást a (3.8a, b) és (3.9a, b) egyenlet adja meg:

$$V_0 = \frac{N_{\text{Fe}}^{\gamma_0}}{4} \cdot v_{\gamma_0} \quad (3.7)$$

$$V_{\gamma \rightarrow \alpha} = \frac{N_{\text{Fe}}^\alpha}{2} \cdot v_\alpha + \frac{N_{\text{Fe}}^\gamma}{4} \cdot v_\gamma \quad (3.8a)$$

$$\frac{\Delta V}{V_0} = \frac{\frac{N_{\text{Fe}}^{\alpha}}{2} \cdot v_{\alpha} + \frac{N_{\text{Fe}}^{\gamma}}{4} \cdot v_{\gamma} - \frac{N_{\text{Fe}}^{\gamma_0}}{4} \cdot v_{\gamma_0}}{\frac{N_{\text{Fe}}^{\gamma_0}}{4} \cdot v_{\gamma_0}} \quad (3.8b)$$

$$V_{\gamma \rightarrow \alpha + \Theta} = \frac{N_{\text{Fe}}^{\alpha}}{2} \cdot v_{\alpha} + \frac{N_{\text{Fe}}^{\Theta}}{12} \cdot v_{\Theta} + \frac{N_{\text{Fe}}^{\gamma}}{4} \cdot v_{\gamma} \quad (3.9a)$$

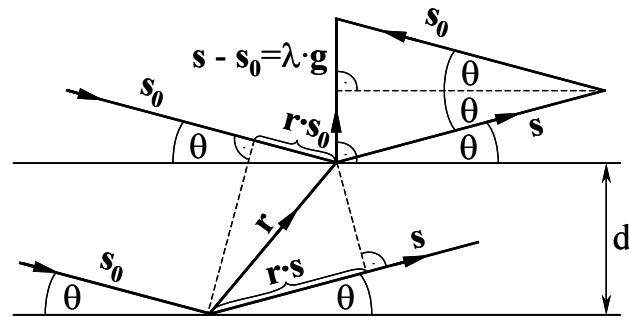
$$\frac{\Delta V}{V_0} = \frac{\frac{N_{\text{Fe}}^{\alpha}}{2} \cdot v_{\alpha} + \frac{N_{\text{Fe}}^{\Theta}}{12} \cdot v_{\Theta} + \frac{N_{\text{Fe}}^{\gamma}}{4} \cdot v_{\gamma} - \frac{N_{\text{Fe}}^{\gamma_0}}{4} \cdot v_{\gamma_0}}{\frac{N_{\text{Fe}}^{\gamma_0}}{4} \cdot v_{\gamma_0}} \quad (3.9b)$$

A számításokhoz tehát a lehető legpontosabban kell ismerni a fázisok rácsparamétereit. Ezeket általában diffrakciós módszerrel határozzák meg.

3.2 RÖNTGENDIFFRAKCIÓS VIZSGÁLATOK

3.2.1 Diffrakció elve és alkalmazása

Pontszerű sugárforrásból kibocsátott azonos hullámhosszú hullámok attól függően, hogy mekkora fáziskülönbséggel találkoznak, erősíthetik vagy kioltathatják egymást, vagyis interferenciát hoznak létre [156–159].



$$\text{Diffrakció feltétele: } |g| = \frac{|s - s_0|}{\lambda} = \frac{2 \cdot \sin \theta}{\lambda} = \frac{n}{d}$$

3.1 ábra

Adott rác síkon diffraktálódott röntgensugárzás elve [158]

A szilárd testek atomjai a röntgensugarakkal olyan kölcsönhatásba is kerülhetnek, amit rugalmas szórásnak hívunk. Ez azt jelenti, hogy minden egyes atom mint egy új sugárforrás szerepel, és a tér minden irányába a beeső sugárzással azonos hullámhosszú sugárzást bocsát ki. Ezek a sugarak más-más helyről indulva találkozhatnak, és közöttük interferencia jelenség léphet fel. Ha kristályos anyagról van szó, akkor egyes kristálytani síkrendszerek különböző, de egymással párhuzamos síkjairól szóródó sugarak interferenciáját, amit —mivel sok szórópontról van szó— diffrakciónak nevezzük, és a (3.10) egyenlettel

megadott Bragg egyenlet írja le. Egy adott rácssíkon diffraktálódott röntgensugárzás elvét a 3.1 ábra mutatja (ahol $\mathbf{g}$ a diffrakció vektort jelöli).

$$2 \cdot d \cdot \sin \Theta = n \cdot \lambda \quad (3.10)$$

A diffrakció, tehát az intenzitás-erősítés akkor jelentkezik, ha a kristálytani síkra beeső sugárzás és a diffraktált sugárzásnak a diffraktáló síkhoz viszonyított szöge megegyezik. A helyzet olyan, mintha a sugárzás tükröződne (reflektálna) a kristálytani síkokon. A fenti gondolatmenet a Bragg-féle tárgyalásmódnak nevezzük. Ez oly módon írja le a jelenséget, hogy a pontosabb fizikai magyarázatába belemenne, de ugyanazt az eredményt adja, mint Laue-féle egzakt tárgyalásmód. A gyakorlatban viszont a Bragg-féle egyszerűbb magyarázat terjedt el, mert ez is elég a legfontosabb jelenségek magyarázatához.

Sokkristályos anyagoknál, kristályporoknál vagy polikristályos kompakt anyagoknál (pl. fémeknél) a primer sugárnak kitett felületen a kristálynyaláb mindig talál olyan kristálysíkokat, amelyek a felülettel párhuzamosak, és ezért a síkrendszerek d távolsága szerint minden síkrendszerre vonatkozóan a távolságnak megfelelő Θ szögnél mindig kapunk diffrakciót, azaz intenzitásnövekedést [156–159].

A Bragg-egyenlet tehát megmutatja, hogy adott hullámhosszú sugárnyaláb és kristályszerkezet mellett hol jön létre az intenzitás maximuma. A diffrakciós jelenség a kristály térelemének geometriai adataitól függ. A diffrakció szöge nem függ a térelemben lévő atomok fajtájától és attól, hogy a térelemben belül hol helyezkednek el az atomok. Az utóbbi két tényező hatását az úgynevezett szerkezeti faktor adja meg, amely egyrészt figyelembe veszi az egyes atomok szórási tényezőjét, másrészt azt, hogy milyen interferencia jelenségek játszódnak le az anyagon belül. A térelemben elhelyezkedő minden egyes atom ugyanis kiinduló pontja lehet egy térelemnek. Az atomok közötti távolság fáziseltolódást okoz és ez a diffraktálódó sugarak esetleges erősítését, illetve esetleges kioltódását okozza. A 3.2 táblázat a köbös rendszerben keletkező diffrakciós lehetőségeket mutatja abban az esetben, ha az atomszórási tényezők azonosak [156, 157].

Rácstípus	diffrakció	
	van	nincs
egyszerű köbös	minden (hkl) sík	–
térben középpontos köbös	$h+k+l$ páros	$h+k+l$ páratlan
felületen középpontos köbös	h, k, l mindegyike vagy páros vagy páratlan	h, k, l között van páros és páratlan szám is

3.2 táblázat
A diffraktáló síkok köbös rendszerben

A diffraktogram vonalai különböző szélességűek. Ez a szélesség onnan ered, hogy a párhuzamosnak feltételezett kristálysíkok még a legtökéletesebb

kristályban sem teljesen párhuzamosak. A kristályhibák, belső feszültségek és a hőmérsékletváltozás miatt kismértékben ugyan helyileg a d értéke is változik. Ideális feltételek mellett az adott Bragg szöghöz tartozó vonal egyetlen függőleges egyenest adna a diffraktogrammon. Ehelyett a reális kristálysíkokon az intenzitásnövekedés egy szögintervallumban jelentkezik, de ennek maximuma ugyanott van, mint az említett függőleges vonalé. Az intervallum szélességét a mérőrendszer pontatlansága is növeli.

3.2.3 Kvalitatív és kvantitatív fázisanalízis

A röntgendiffrakciós felvételből a próbát alkotó fázisok mindig azonosíthatók, mert az intenzitásgörbe jellemzi az anyagot, és az anyag minden fázisának intenzitás függvénye egymástól függetlenül jelentkezik a felvételen. A rutin identifikálás mindig abból áll, hogy a felvett intenzitás függvényt ismert intenzitás függvénnyel hasonlítjuk össze. Az azonosításhoz az ismert intenzitás függvények egységesített és rendszerezett formában rendelkezésre állnak. Egy fázist akkor tekintünk azonosítottnak, ha a fázishoz tartozó három legerősebb reflexiót azonosítottuk az ASTM kártyán található értékekkel és ezek intenzitásvisszonya is megegyezik. Előfordulhat, hogy az egyes fázisok reflexiói átfedésben vannak egymással, ami megnehezíti a fázisok azonosítását.

Kvantitatív fázisanalízisnél valamely többfázisú anyag egy-egy fázisának a mennyiségét határozzuk meg. Alapja, hogy az adott fázis bármelyik röntgendiffrakciós reflexiójának az intenzitása arányos az illető fázis térfogathányadával, amelyet a (3.11) egyenlettel írunk le.

$$I_{x,hkl} = C \cdot W(HT) \cdot |F|^2 \cdot N^2 \cdot A \cdot D \cdot V_i = G \cdot A \cdot V_i \quad (3.11)$$

A fenti egyenletben C a berendezésfaktor, amely a belépő sugár intenzitásától, a sugárgeometriától és detektorrendszertől függ. Ha a méréseket azonos körülmények között végezzük, ezt nem kell figyelembe venni. A W a szögfaktor, ez kizárólag a Θ szögtől függ. HT a felületvalószínűség, amelyben a H faktor azt fejezi ki, hogy hány egyenértékű (hkl) sík van az adott kristályban, a T a textúra tényező, nem textúrás minta esetén értéke egységnyi. Az $|F|^2$ a szerkezeti faktor, a vizsgált fázis rácselemének adataitól valamint a rácselemben lévő atomok szórási tényezőjétől függ. N térfogategységenként az elemi cellák száma. Az A abszorpciós faktor azt fejezi ki, hogy az anyagba belépő röntgensugár hányad része nem hatol át az anyagon változatlanul. A D a Debye-Waller faktor, a hőmérséklet hatását fejezi ki, hatása csekély, állandó hőmérsékleten végzett mérésnél el szokták hanyagolni. Adott mérésnél az abszorpciós konstansot kivéve a többi konstans mind számítható, amelyeket a G jelű konstansban szoktunk összefoglalni.

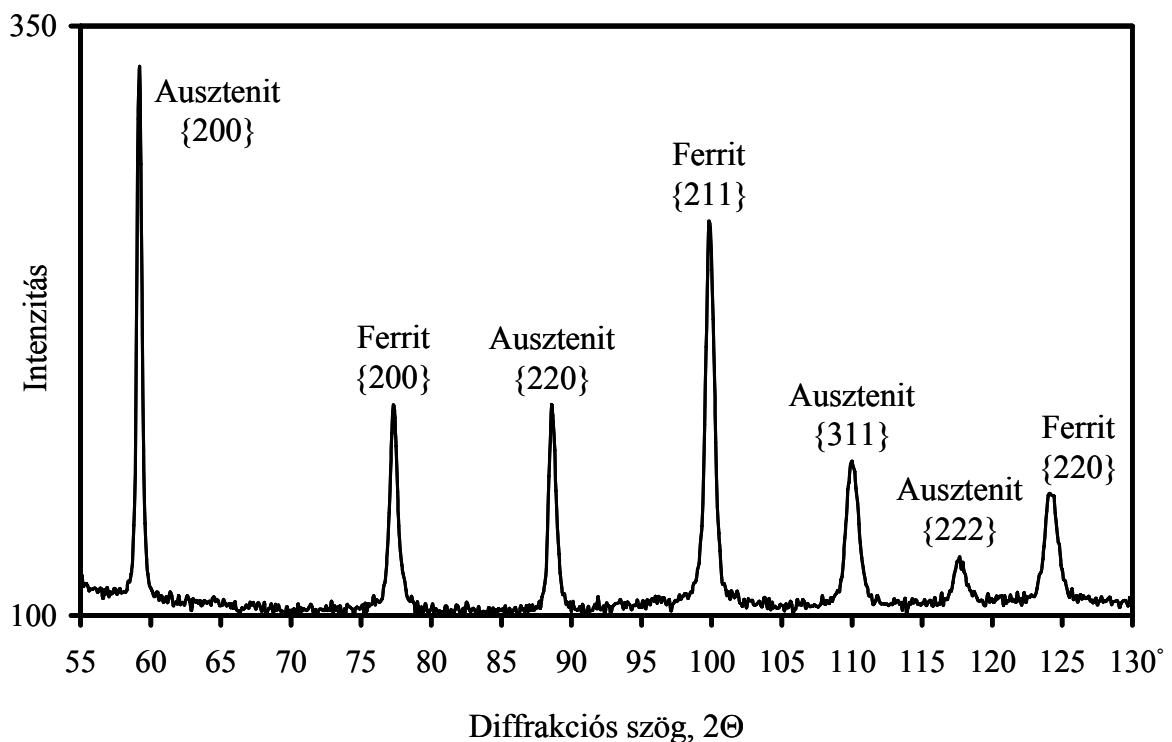
Vasötvözeteknél a maradék ausztenit tartalom meghatározása jellegzetes esete a kvantitatív fázisanalízisnek. Általában a térben középpontos ferrit vagy martenzit mellett vele megegyező összetételű, felületen középpontos rácsú ausztenit mennyiségét kell megállapítani. A mérés során feltételezzük, hogy a

rendszerben csak ez a két fázis van jelen. A ferrit és ausztenit fázisok abszorpciós faktora gyakorlatilag egyenlőnek tekinthető. Az előzőekben elmondottak értelmében a maradék ausztenit mennyisége a (3.12) egyenlet alapján számítható.

$$V_\gamma = \frac{1}{1 + V_\alpha/V_\gamma} = \frac{1}{1 + \frac{I_{hkl,\alpha}}{I_{hkl,\gamma}} \cdot \frac{G_{hkl,\gamma}}{G_{hkl,\alpha}}} \quad (3.12)$$

Az egyenletben V_α és V_γ a ferrit és az ausztenit térfogathányada, $I_{hkl,\alpha}$ és $I_{hkl,\gamma}$ a ferrit illetve martenzit és az ausztenit fázis intenzitása, $G_{hkl,\alpha}$ és $G_{hkl,\gamma}$ a ferrit és ausztenit fázis mért $\{hkl\}$ reflexiójára kiszámított konstansok szorzata.

A 3.2 ábra az ausztenit és ferrit jól elkülönülő, a kvantitatív kiértékeléshez felhasználható diffrakciós csúcsait mutatja.



3.2 ábra
Az ausztenit és ferrit diffrakciós csúcsai

3.2.4 A fázisok rácsparaméterei

A Bragg-egyenlet alapján megállapítható a fázisok rácsparamétere is. A fázisok rácsparaméterei az adott fázis összetételétől és a hőmérséklettől függenek.

Ezt kísérletileg elektron-, neutron- vagy röntgendiffrakcióval határozzák meg. Az adott hőmérsékleten a különböző összetételű fázisok rácsparaméter adataira valamilyen függvényt, általában egyenest vagy polinomot illesztenek. A rácsparaméter adatok nm-ben, a hőmérséklet Kelvinben van megadva.

3.2.4.1 Az ausztenit rácsparamétere

Az ausztenit hőtágulása a hőmérséklet függvényében lineárisnak vehető. A karbon, mint interszticiós ötvözőelem valamint a szubsztitúciós ötvözőelemek különböző mértékben torzítják az ausztenit rácsot. A karbontartalom függvényében tehát növekszik a rácsparaméter értéke. A hőtágulási együttható karbontartalomtól való függését lineárisnak veszik. Ezek alapján az ausztenit rácsparaméterének (a_γ) a hőmérséklettől (T) és a karbontartalomtól (atomtörtben kifejezve, χ_c^γ) függésének leírására a (3.13) egyenletet használják leggyakrabban a szakirodalmak [125, 129, 140, 141, 150, 160–162].

$$a_\gamma = (0,36306 + 0,078 \cdot \chi_c^\gamma) \cdot \{1 + (24,9 - 50 \cdot \chi_c^\gamma) \cdot 10^{-6} \cdot [T - 1000]\} \quad (3.13)$$

Az egyes ötvözőelemek ausztenit rácsparaméterre gyakorolt hatását különböző empirikus képletekkel írják le [163–168]. A (3.14) egyenlet a legáltalánosabban használt formulát adja meg [164].

$$a_{\gamma_0} = 0,3577 + 10^{-4} (6,5 \cdot \chi_C^\gamma + \chi_{Mn}^\gamma - 0,2 \cdot \chi_{Ni}^\gamma + 0,6 \cdot \chi_{Cr}^\gamma + 5,6 \cdot \chi_N^\gamma + 2,8 \cdot \chi_{Al}^\gamma - 0,4 \cdot \chi_{Co}^\gamma + 1,4 \cdot \chi_{Cu}^\gamma + 5,3 \cdot \chi_{Mo}^\gamma + 7,9 \cdot \chi_{Nb}^\gamma + 3,2 \cdot \chi_{Ti}^\gamma + 1,7 \cdot \chi_V^\gamma + 5,7 \cdot \chi_W^\gamma) \quad (3.14)$$

A fenti egyenletben az a_{γ_0} az ausztenit szobahőmérsékletre vonatkoztatott rácsparaméterét jelenti.

3.2.4.2 A ferrit rácsparamétere

Általában a szakirodalmak legtöbbje a ferrit esetében azzal az egyszerűsítéssel élnek, hogy a ferritet karbonmentesnek tekintik, így a ferrit rácsparamétere nem függ a karbontartalomtól, csak a hőmérséklettől. A ferrit rácsparaméterére a (3.15) egyenletben megadott formula a leggyakoribb [125, 129, 140, 141, 150, 160–162].

$$a_\alpha = 0,28863 \cdot (1 + 17,5 \cdot 10^{-6} \cdot [T - 800]) \quad (3.15)$$

Más szakirodalmak viszont a karbon illetve az ötvözőelemek hatását a ferrit szobahőmérsékletre vonatkoztatott rácsparaméterére a (3.16a) egyenletekhez hasonló empirikus képletekkel írják le [124, 163, 167–170].

$$a_{\alpha_0} = a_{Fe} + \frac{(a_{Fe} - 0,0279 \cdot \chi_C^\alpha)^2 (a_{Fe} + 0,249 \cdot \chi_C^\alpha) - a_{Fe}^3}{3a_{Fe}^2} - 0,003 \cdot \chi_{Si}^\alpha + 0,006 \cdot \chi_{Mn}^\alpha + 0,007 \cdot \chi_{Ni}^\alpha + 0,031 \cdot \chi_{Mo}^\alpha + 0,005 \cdot \chi_{Cr}^\alpha + 0,0096 \cdot \chi_V^\alpha \quad (3.16a)$$

A (3.16a) egyenletben a szénvas rácsparamétere szobahőmérsékleten $a_{Fe}=0,28664$ nm, a ferrit rácsparaméter hőmérséklet függését pedig a (3.16b) egyenlet fejezi ki [124].

$$a_a = a_{a_0} \cdot (1 + 15,9 \cdot 10^{-6} \cdot [T - 298]) \quad (3.16b)$$

3.2.4.3 A cementit rácsparamétere

A cementit rácsparaméter értékeit leggyakrabban a következő alakú egyenletekkel fejezik ki (3.17a,b,c egyenletek) [128, 129, 132, 140, 171]:

$$a_{\Theta} = a_{\Theta_0} [1 + \beta_{\Theta} \cdot (T - T_0)] \quad (3.17a)$$

$$b_{\Theta} = b_{\Theta_0} [1 + \beta_{\Theta} \cdot (T - T_0)] \quad (3.17b)$$

$$c_{\Theta} = c_{\Theta_0} [1 + \beta_{\Theta} \cdot (T - T_0)] \quad (3.17c)$$

Az egyenletben szereplő konstansokra viszont a szakirodalmak némileg eltérő adatokat közölnek. A T_0 vonatkoztatási hőmérsékletre 293 és 300K-t, az erre a hőmérsékletre vonatkozó rácsparaméterre $a_{\Theta_0}=0,451$ nm, $b_{\Theta_0}=0,508$ nm, $c_{\Theta_0}=0,673$ nm [132] illetve $a_{\Theta_0}=0,45234$ nm, $b_{\Theta_0}=0,50883$ nm, $c_{\Theta_0}=0,67426$ nm [140] adnak meg. A cementit hőtágulási együtthatóját ritkábban állandónak tekintik, $\beta_{\Theta}=11,826 \cdot 10^{-6}$ 1/K [132]. Leggyakrabban viszont másodfokú polinommal közelítik; (3.18) egyenlet [129, 140, 141, 171].

$$\beta_{\Theta} = 5.311 \cdot 10^{-6} - 1.942 \cdot 10^{-9} \cdot T + 9.655 \cdot 10^{-12} \cdot T^2 \quad (3.18)$$

A rácsparaméterek összeszorzásából a rácselem térfogatának hőmérséklet függésére harmad vagy annál magasabb fokszámú polinom adódik. Némely szakirodalom viszont a rácselem térfogatának hőmérséklet függésére lineáris közelítést alkalmaznak; (3.19) egyenlet [141, 172].

$$v_{\Theta} = 0,15933 + 8,02 \cdot 10^{-6} \cdot T \quad (3.19)$$

A különböző fázisok rácsparaméter, hőmérséklet és összetétel függvényei segítségével az átalakulások közbeni, többnyire összetett folyamatokat szét tudjuk választani, azaz a dilatometer görbén jelentkező tágulásokat, összehúzódásokat értelmezni tudjuk.

A 3.1.4 fejezetben ismertetett számítási alapelvekből és egyenletekből kiindulva, azokat továbbfejlesztve alkalmaztam a saját kutatásaimhoz is. A gömbgrafitos öntöttvas ausztemperálásakor fellépő méretváltozásokat sikerült ily módon megmagyarázni.

4. SAJÁT VIZSGÁLATOK

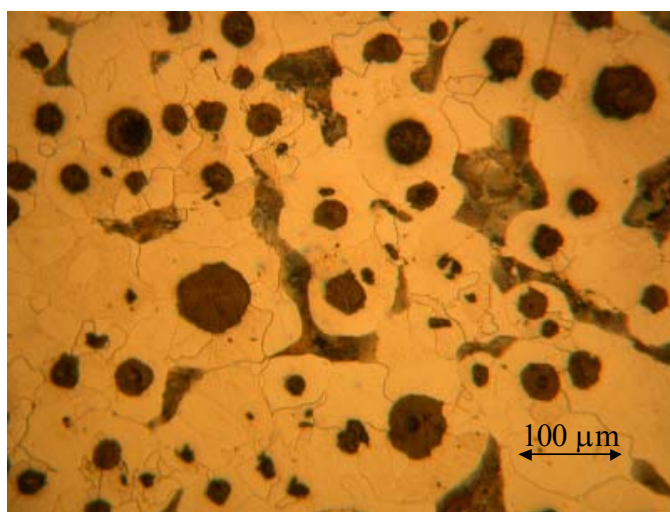
4.1 VIZSGÁLATI ANYAG

A vizsgálatok egy részét a DAAD 323 PPP program keretén belül a TU Bergakademie Freiberg Vas és Acéltechnológia, és Öntészeti Intézetével, illetve a Miskolci Egyetem Öntészeti Tanszékével együttműködve végeztünk. A kísérleti adagot a TU Bergakademie Freiberg Öntészeti Tanszékén gyártották. A GGG 6 minőségű öntöttvas alapanyagból és a hozzáadott ötvözőanyagokból (FeMn, FeSi stb.) álló betétet indukciós módon olvasztották meg. Az 50 kg tömegű olvadékból Y-próbákat öntöttek le. Az így kapott és a továbbiakban vizsgált öntöttvas összetétele a 4.1 táblázatban, az öntött szövetről készült mikroszkópos felvétel pedig a 4.1 ábrán látható.

C 3,53	Si 2,48	Mn 0,14	P 0,012	S 0,006	Cr 0,033	Ni 0,553	Al 0,0118
Co 0,04	Cu 0,028	Nb 0,002	Ti 0,01	V 0,016	W 0,01	Pb 0,002	Sn 0,004
Mg 0,036	Zr 0,001	Bi 0,002	Ce 0,007	Sb 0,003	Zn 0,005	N 0,0052	Fe 92,93

4.1 táblázat

A vizsgálatra került öntöttvas összetétele



4.1 ábra

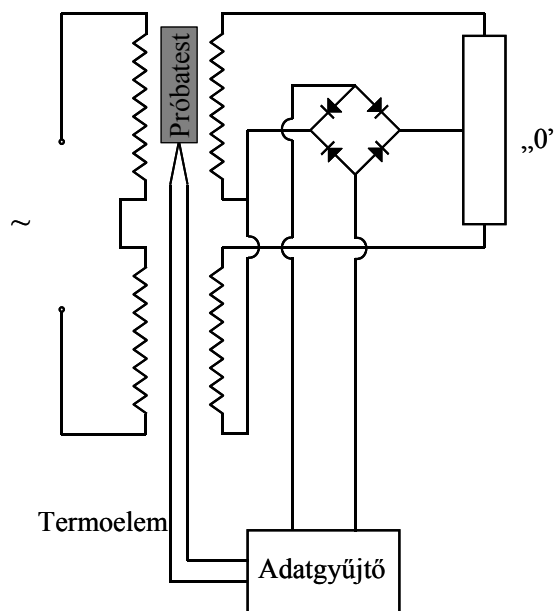
Az öntött szövet

4.2 TERMOMÁGNESES VIZSGÁLATOK

A gömbgrafitos öntöttvas ausztenitjének karbontartalma függ az ausztenitesítés hőmérsékletétől. A martenzites átalakulás során az ausztenit és a keletkezett martenzit összetétele megegyezik. Az átalakulás M_s hőmérséklete függ az ausztenit összetételétől, így közvetve az ausztenitesítés hőmérsékletétől.

A mágneses vizsgálatok alapja, hogy az γ - α átalakulás az esetek zömében egyúttal mágneses átalakulást is takar, mivel a paramágneses ausztenit átalakulásakor ferromágneses fázisok keletkeznek. Az edzés során az ausztenit ferromágneses martenzitté alakul át. Az M_s hőmérsékletet jól jelzi a mágneses permeabilitás megváltozása, amelyből következtetni lehet az ausztenit karbontartalmára. Mágneses vizsgálataim célja az volt, hogy meghatározzam az ausztenitesítési hőmérséklet hatását az M_s hőmérsékletre a 4.1 táblázatban megadott összetételű gömbgrafitos öntöttvasnál.

Vizsgálataim során a különböző hőmérsékleteken (900-1100°C között) adott ideig (15 percig) ausztenitesített próbadarabokat indukciós tekercsben keltett mágneses térbe helyezve leedzettem. A próbadarab mérete $\varnothing 3 \times 15$ mm. A próbadarabhoz hegesztéssel rögzítettük a hőmérséklet mérésére szolgáló Pt-Pt(Rh) termoelemet. A tanszéken összeállított berendezés két olyan egyforma vasmag nélküli transzformátorból áll, amelynél a primer tekercsek sorba, a szekunder tekercsek pedig egy potenciométeren keresztül egymással szemben vannak kapcsolva. Ezt a mérési összeállítást mutatja be a 4.2 ábra. Az ausztenitesítést külön kemencében hajtottam végre és csak a hűtést végeztem a mérőberendezésben. A revésedés és dekarbonizáció megakadályozására a próbadarab hevítése kvarccsőben, nitrogén védőgázban történt. Hűtés során mV-ban mértem és adatgyűjtővel regisztráltam a relatív permeabilitás változás okozta feszültségváltozást és a hőmérsékletnek megfelelő termofeszültséget. Ennek alapján meghatároztam a martenzit képződés kezdő hőmérsékletét (M_s).



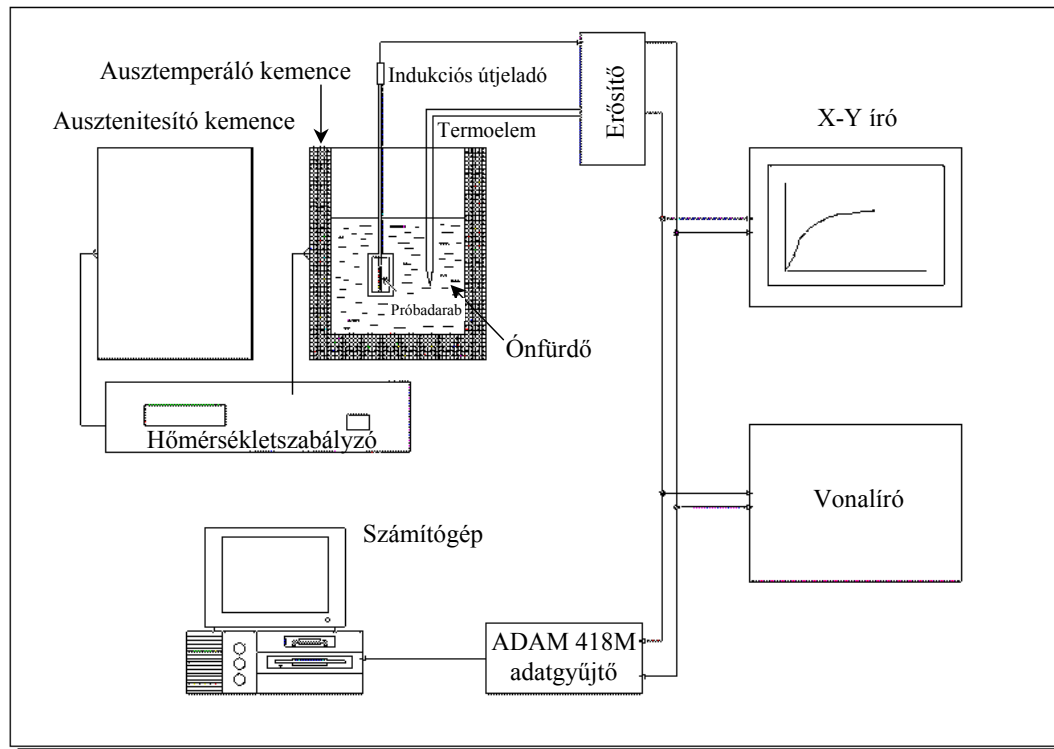
4.2 ábra

Az indukciós mágneses mérőberendezés elvi rajza

4.3 DILATOMÉTERES VIZSGÁLATOK

4.3.1 A Fémteni Tanszéken végzett vizsgálatok

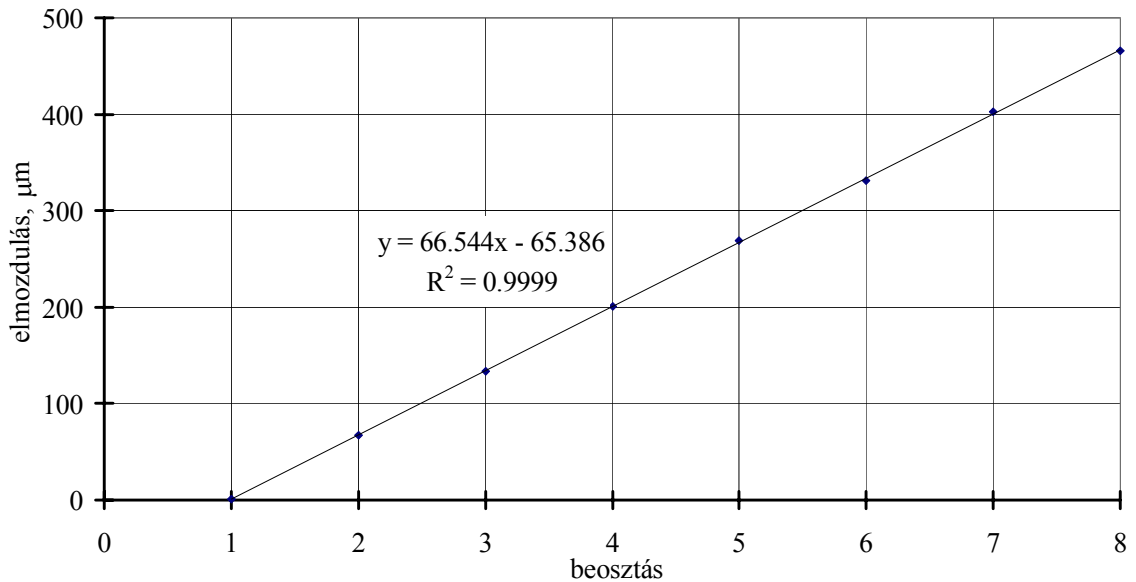
A vizsgálataim számottevő részét a dilatometres mérések képezik, amelyeket két helyen végeztem: a Miskolci Egyetem Fémteni Tanszékén, valamint a TU Bergakademie Freiberg Vas és Acéltechnológia Intézetében.



4.3 ábra
A dilatometres mérés vázlata

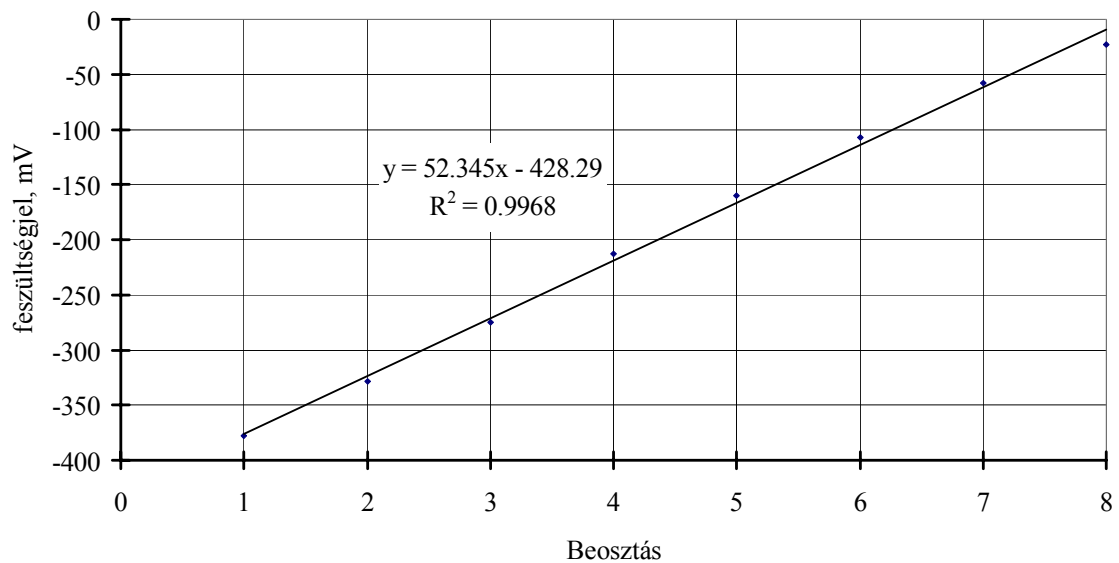
A ME Fémteni Tanszéken végzett mérésekhez használt próbadarabok hossza 30 mm, átmérője 3mm volt. A dilatometres vizsgálatok során különböző ausztenitesítési és ausztemperálási hőmérsékletű hőkezelések kombinációját valósítottam meg. A méréseket elsősorban saját építésű berendezésben végeztem. A mérés összeállításának sematikus rajza a 4.3 ábrán látható. A berendezés egy ausztenitesítő valamint egy ónfürdős ausztemperáló kemencéből áll. A hőmérsékletméréshez az ausztenitesítő kemencében Pt-Pt(Rh), az ausztemperálásnál vas-konstantán termoelemet használtam. A kemencék szabályozása digitális PID szabályzóval történt. Az ausztemperáló kemence hőmérsékletét még stabilabbá tette az ónfürdő lefedése és intenzív keverése. A próbadarabot a hőkezelés előtt nikkel réteggel vontam be elektrolízises eljárással, így módon előzve meg, hogy az ausztenitesítés során a darab felülete dekarbonizálódjon. A kvarccsövek közé befogott próbatest hosszváltozását indukciós útjeladó méri. Ezt a jelet, valamint a termoelemek feszültség jelét

ADAM 4018M típusú adatgyűjtővel a számítógép számára értelmezhető digitális jellé alakítottuk. Ily módon az adatok könnyen feldolgozhatóvá váltak. Az X-Y író és vonalíró a folyamatok közvetlen grafikus megfigyelését tette lehetővé. A mintavételi idő 0,2 és 600 másodperc között változtatható. A hőkezelések után a mintákat lehűtve a csiszolatokról metallográfia felvételek készültek.



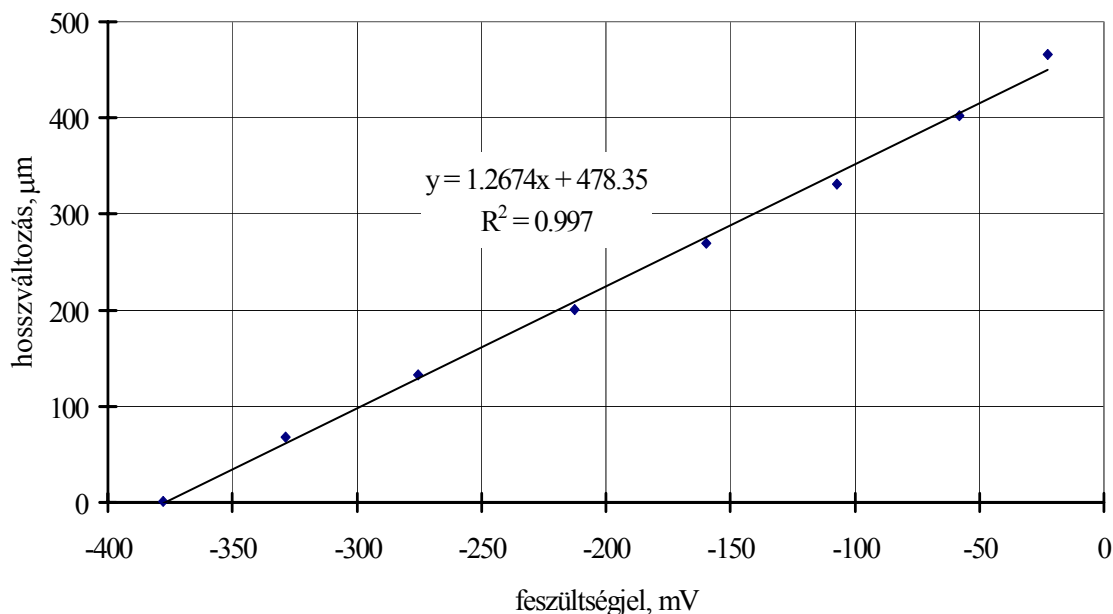
4.4a ábra

A táglás hitelesítése mérőórával

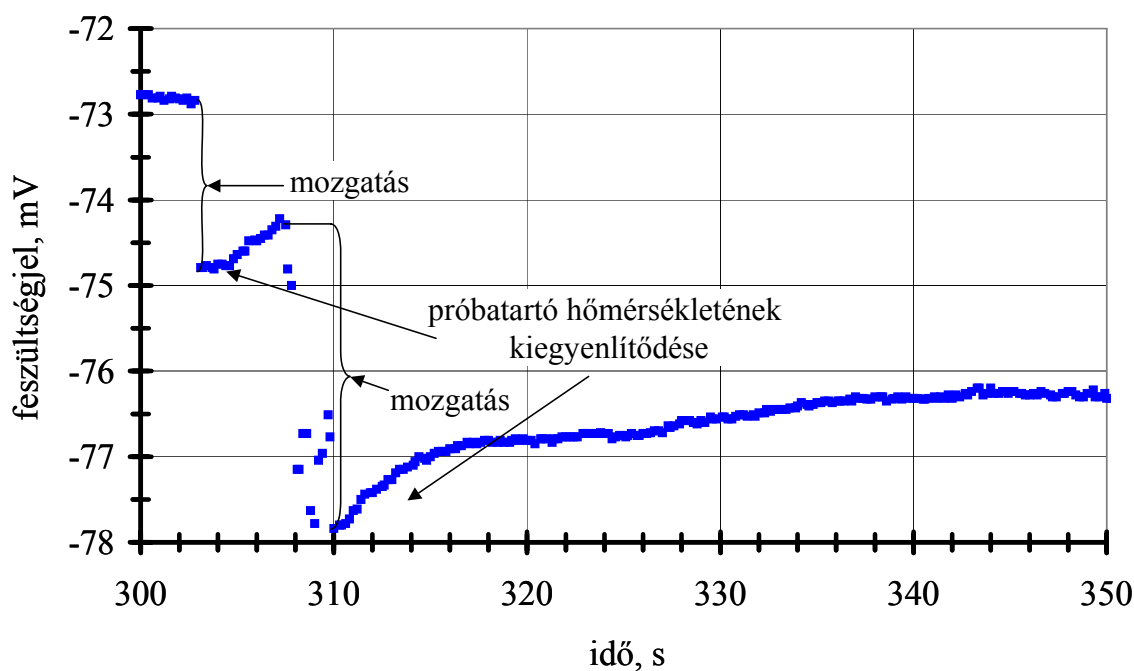


4.4b ábra

A hitelesítéshez felvett beosztás-feszültségjel diagram



4.4c ábra
A tágulásmérés mV- μm hitelesítő diagramja



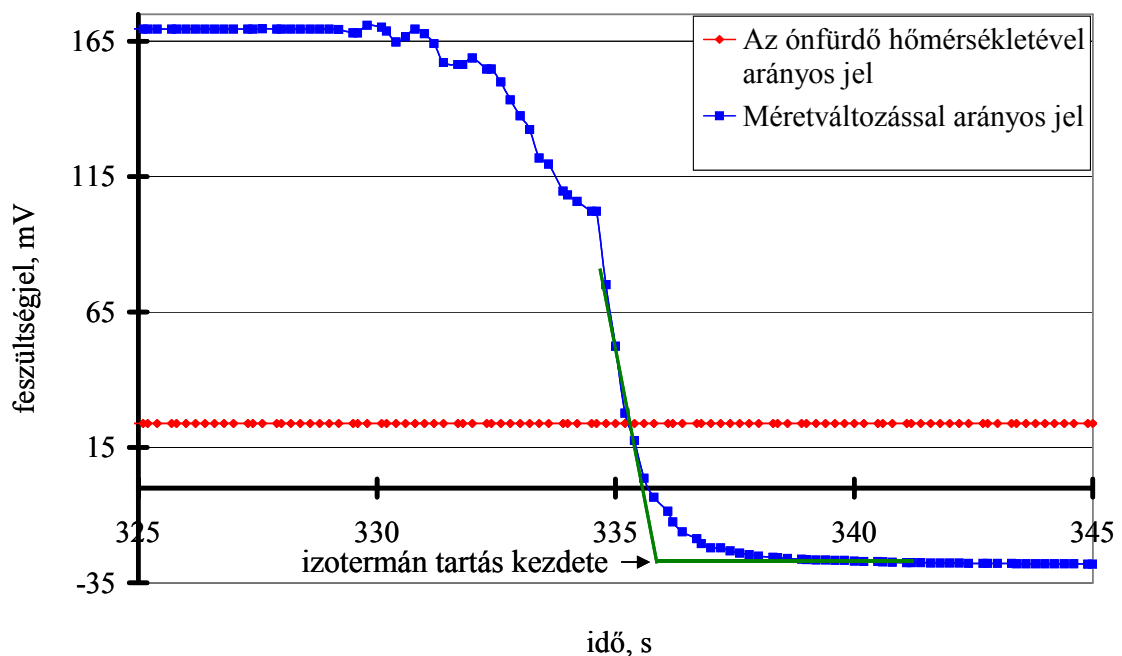
4.5 ábra
A kvarccsővel végzett dilatométeres mérés görbéje

Az elmozdulás mérés hitelesítése közvetett módon mérőórával történt. Először adott elmozdulásokat mértünk 1/1000 mm beosztású mérőórával. Ezeket az adatokat a 4.4a ábra mutatja. Ezután erősítő-jelátalakító mérőrendszeren ugyanolyan beállításánál szintén adott elmozdulásokhoz feszültségértékeit adatgyűjtővel rögzítettem, amely a 4.4b ábrán látható. Ebből határoztam meg a 4.4c ábrán látható μm -mV hitelesítő diagramot. Erősítéstől függően ennek az

egyenesnek a meredeksége tetszés szerint változtatható. Az adatokat MS Excel táblázatban értékeltem ki.

A hőkezelési ciklus során a próbatartó melegedéséből származó hiba ellenőrzésére a próbadarab helyére azonos hosszúságú kvarc csövecskét helyezve végeztem mérést. A kvarc próbadarabon ugyanolyan hőkezelést végeztem, mint az öntöttvas próbadarabokon. A felvett dilatométeres görbe a 4.5 ábrában látható. A 900°C-os „ausztenitesítés” 5 percig tartott. Az „ausztemperálási” hőmérsékletre történő lehűtés után 30 másodpercet követően a feszültségváltozás mindössze 0,2 mV volt, ami 0,25 μm , tehát a rendszer mérettartás jó. A kb. 30 másodperces tranziens szakasz a próbatartó mozgatásából valamint a kvarc próbatartó, a mozgó kvarcrúd és kvarc próbadarab hőmérsékleteinek kiegyenlítéséből adódik. A dilatométer átrakása ónfürdőbe kb. 8 másodpercig tartott és ez 6mV-os változást okozott, a hőmérséklet kiegyenlítés pedig kb. 1,6 mV-os változással járt, ami kb. 2 μm -nek felel meg.

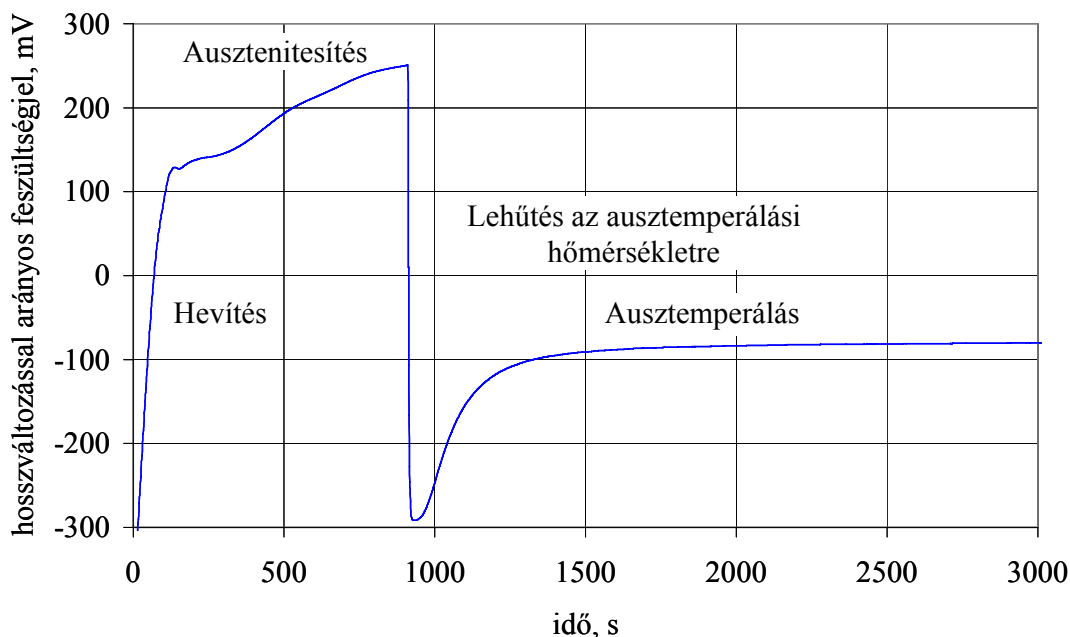
Ausztenites saválló próbatestenen végzett vizsgálat dilatométeres görbéje a 4.6 ábrán látható. Ezzel a vizsgálattal arra kerestük a választ, hogy az ausztenitesítési hőmérsékletre lehűtve milyen gyorsan áll be a próbadarab az izoterma hőmérsékletére (426°C). Ez az acélfajta nem alakul át, így csak a hőmérsékletváltozás okozta méretváltozás lép fel. A hőmérséklet beállása 2,5 másodperc volt. Ez a mérés arra is lehetőséget adott arra, hogy az ábrán látható kijelöléssel (zöld vonalak) meghatározzam az izotermán tartás kezdeti időpontját. Jól látható, hogy a hőmérséklettel arányos feszültségjel ingadozása (piros vonal) kb. 0,3mV volt, az izoterma hőmérséklet ingadozása 1°C-on belül maradt.



4.6 ábra
Az ausztenites saválló acél dilatométeres görbéje

Ezeket a méréseket figyelembe véve a rendszer stabilnak tekinthető, ezért a kiértékelés során további korrekcióktól eltekinthettem.

A 4.7 ábrán a gömbgrafitos öntöttvas egy ausztemperáló hőkezelési ciklusánál felvett dilatációs görbe látható.



4.7 ábra
Az ausztemperáló hőkezelés dilatációs görbéje

4.3.2 Freibergben végzett vizsgálatok

A TU Bergakademie Freiberg Vas és Acéltechnológia Intézetében a Bähr-Thermoanalyse GmbH által gyártott DIL-805 típusú dilatométeren is végeztem vizsgálatokat. A dilatométer technikai adatait a 4.2 táblázat mutatja be [173].

A hőmérséklet mérése és szabályozása a próbadarabra hegesztett Pt-Pt(Rh) termoelemmel történik. A hőkezelési ciklus argon védőgázban, a próbadarab hevítése indukciós módon, hűtése pedig a csövecskén belüli védőgáz áramoltatásával történt.

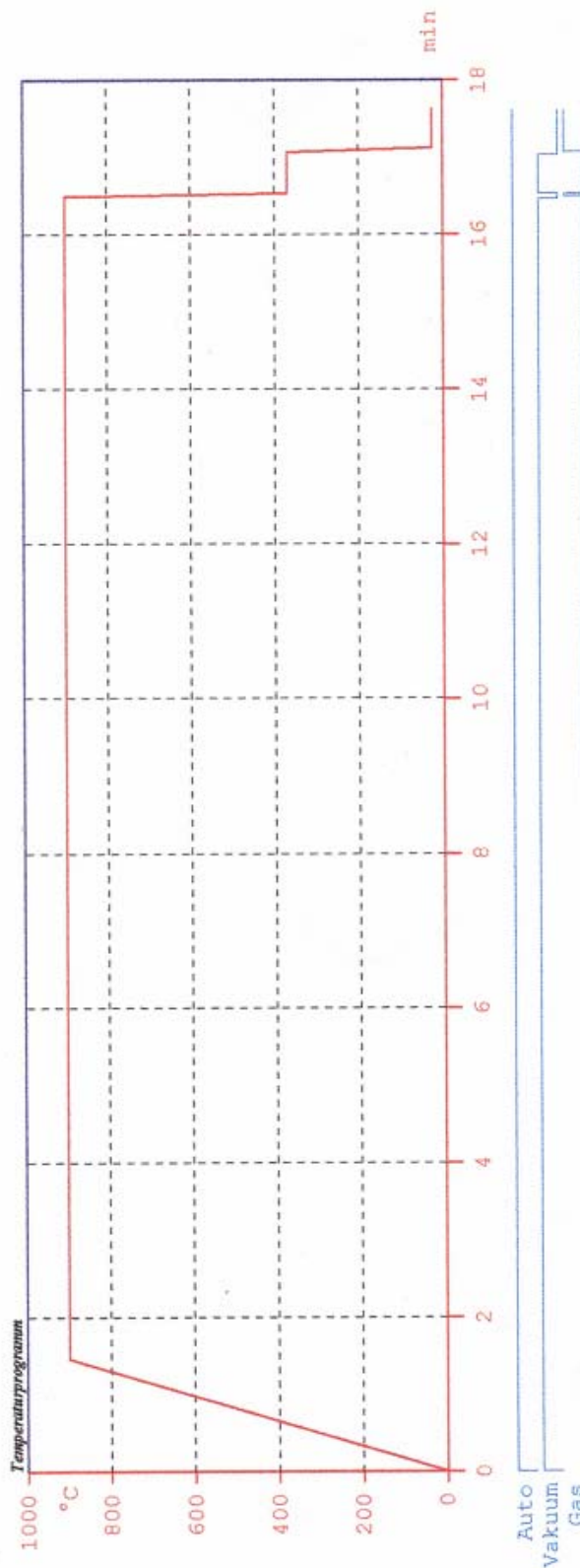
Hőmérséklettartomány	20-1500°C (próbatest anyagától függően)
Hevítés módja	induktív
Próbatest anyaga	elektromos vezető szilárd test
Atmoszféra	védőgáz, vákuum, levegő
Felbontás	$\Delta l = 0,05 \mu\text{m}$; $0,05^\circ\text{C}$
Próba méret	tömör és üreges próbatest $d = 4 \text{ mm}$; $l_{\text{max}} = 10 \text{ mm}$
Maximális hevítési sebesség	4000 K/s
Maximális hűtési sebesség	1500 K/s

4.2. táblázat
A DIL 805 típusú dilatométer technikai adatai

TU Bergakademie Freiberg
Institut für Eisen- und Stahltechnologie
Leipziger Straße 34
D-09596 Freiberg

Temperatur-Programm :
Geräte Typ :
Datum :
Segmente :
minimale Temperatur :
maximale Temperatur :
Gesamtdauer :

ADI 30s
DIL805A
21.05.99
8
25 °C
900 °C
00:17:37



Seg.	Temp.	Zeit	Gas	Zeit	Heizrate	Maße	Spz	TIN	TVS	Abz	Spz	Vak	Flg	TVg	Rep
Min.	°C	Min	Min	Min	Min	Min	Min	Min	Min	Min	Min	Min	Min	Min	Min
1	900	00:01:27	500	00:01:27	300	10	1000	25.0	25.0	0.200	—	—	—	3.0	20.0 5.000
2	900	00:13:08	000	00:13:07	300	0	1000	25.0	25.0	0.200	—	—	—	3.0	20.0 5.000
3	900	00:16:02	000	00:16:02	300	0	1000	25.0	25.0	0.200	—	—	—	3.0	20.0 5.000
4	370	00:00:02	480	00:16:51	980	-214	1000	25.0	25.0	0.200	—	—	—	3.0	20.0 5.000
5	370	00:00:02	000	00:17:01	980	0	1000	25.0	25.0	0.200	—	—	—	3.0	20.0 5.000
6	370	00:00:02	000	00:17:02	980	0	100	25.0	25.0	0.200	—	—	—	3.0	20.0 5.000
7	25	00:16:02	000	00:17:02	430	-100	1000	25.0	25.0	0.200	—	—	—	0.5	20.0 5.000
8	25	00:16:02	000	00:17:02	430	0	100	25.0	25.0	0.200	—	—	—	0.5	20.0 5.000

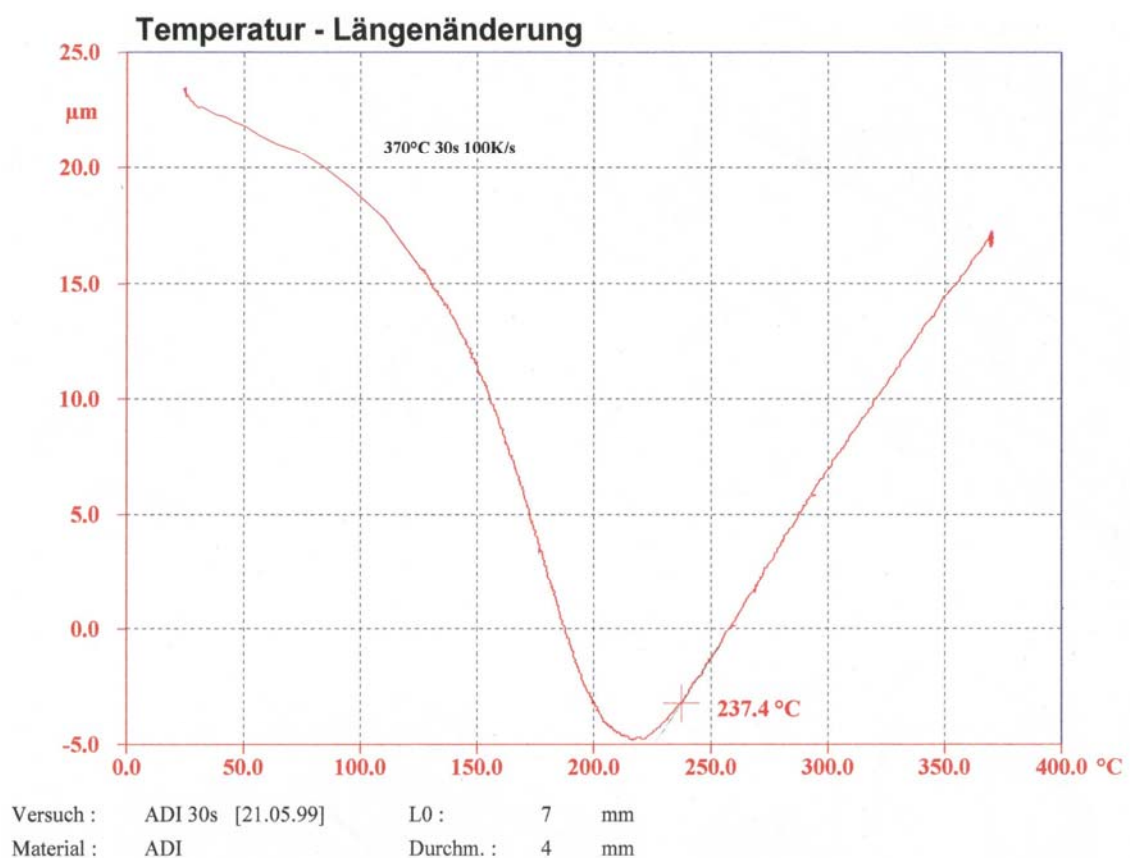
4.8a ábra

A freibergi dilatométeres mérés hőkezelési ciklusa

A próbadarab hossza 7mm, külső átmérője 4mm belső átmérője 3 mm. A hőkezelés 900°C-on, 15 percig tartó ausztenitesítés utáni edzésből, illetve

370°C-on különböző ideig történő (30s, 1, 2, 6, 10, 20, 30 perc, 2, 16, 48 óra), valamint 400°C-on 48 óráig tartó ausztemperálásból állt. Az ausztenitesítési hőmérsékletre hevítés 10 K/s sebességgel történt, az ausztemperálási hőmérsékletre hűtés hozzávetőlegesen 250K/s, a hőkezelés után az ausztemperálás hőmérsékletéről szobahőmérsékletre 100 K/s sebességgel hűtöttem le. A teljes ciklus során rögzítettem a méretváltozást.

A 370°C-on ausztemperált próbadarabokon a különböző idejű hőntartás után a szobahőmérsékletre történő hűtés közben észlelhető hosszváltozásból a martenzites átalakulásra lehet következtetni. A 4.8a ábra a teljes hőkezelési ciklust, a 4.8b ábra pedig a 30 másodperces hőntartás utáni szobahőmérsékletre történő hűtés közben felvett tágulási görbét mutatja be. A szokásos kiértékelési módszerrel az M_s hőmérsékletet a berendezéshez tartozó szoftver segítségével határoztam meg. Ez a bemutatott példán 237,4°C-nak adódott.



4.8b ábra
Az M_s hőmérséklet meghatározása

4.4 RÖNTGENDIFFRAKCIÓS VIZSGÁLATOK

Ezekkel a vizsgálatokkal a különböző módon hőkezelt próbadarabok maradék ausztenit tartalmát, az ausztenit rácsparaméterét illetve ebből az ausztenit karbontartalmát határoztam meg. A mérésekhez külön hőkezelést végeztem a dilatométeres méréshez használt berendezésben, 2x5x15 mm-es

próbadarabokon. A dilatométeres méréseknél alkalmazott próbákön is végeztem röntgendiffrakciós vizsgálatokat. Ebben az esetben a próbadarabokat elmetstettem a megfelelő méretű röntgendiffrakciós felület kialakításához. A próbadarabok műgyantába történő beágyazás, csiszolás, polírozás és maratás után kerültek vizsgálatra. A csiszolás és polírozás képlékenyen alakítja a felületi réteget. Ez az úgynevezett Beilby-réteg, melyet többszöri maratással leoldottam. Ezáltal kevesebb rácshibát tartalmazó anyagot vizsgáltam, amely jobban kiértékelhető reflexiókat ad.

A Seifert gyártmányú ISODEBYEFLEX2002 típusú generátorral és HZG4 típusú (Freiberger Präzisionsmechanik) goniométerrel ellátott röntgendiffrakciós berendezésen kobalt antikatód röntgensövet alkalmaztam. A szórt röntgensugárzást proporcionális számlálóval alakítottuk intenzitás jellé.

A maradék ausztenit meghatározásához szükséges felvételeket $2\Theta=55-130^\circ$ -os diffrakciós szög tartományban, $\Delta(2\Theta)=0,1^\circ$ -os lépésközzel, 30 másodperces gyűjtési idővel készítettem el. Az ausztenit és ferrit fázis 3-3 csúcsának intenzitás mérése alapján APX 63 programcsomag kvantitatív fázis analízis programjával határoztam meg a maradék ausztenit mennyiségét [174].

A rácsparaméter meghatározásához az ausztenit {200} Miller-indexű csúcsát használtam fel. A felvételeket $2\Theta=55-62^\circ$ -os diffrakciós szög tartományban, $\Delta(2\Theta)=0,02^\circ$ -os lépésközzel, szintén 30 másodperces gyűjtési idővel készítettem el.

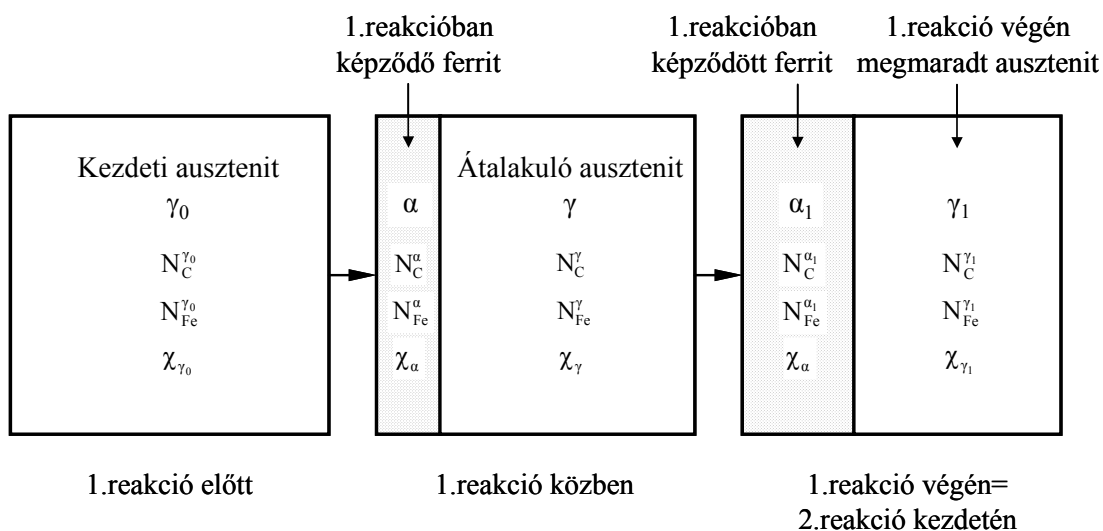
4.5 DILATOMÉTERES SZÁMÍTÁSOK

A dilatométeres vizsgálatok eredményeit számításokkal értelmeztem. Az alábbiakban bemutatandó, általam kidolgozott számítási eljárás vas-karbon ötvözetek izotermás átalakulási folyamatai során fellépő térfogatváltozások leírására használható. A számítások során a próbadarabot homogénnek tételeztem fel, azaz a folyamatok során a hőmérséklet minden pontban azonos, illetve az összetétel az adott fázison belül, átalakulási hányadtól függően (adott időpillanatban) minden helyen azonos, vagyis a fázisokon belül nem jön létre koncentrációkülönbség. Az 4.5.1 és 4.5.2 fejezetben ismertetésre kerülő számítási módszerek két különálló folyamat (ausztenit átalakulása ferritté, illetve a ferrit és a karbid együttes képződése) közben fellépő relatív térfogatváltozás számítására alkalmasak. A két folyamat az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas bainites átalakulásánál az 1. illetve 2. reakciót jelenti. A jelölésrendszert ennek megfelelően alakítottam ki. A 0 index az 1.reakciót megelőző állapotot, az 1 index az 1.reakció utáni, azaz a 2.reakciót megelőző állapotot, a 2 index pedig a 2.reakció utáni állapotot jelenti.

4.5.1 Az ausztenit ferritté alakulásának számítása

Az ausztenit ferritté alakulása többféle módon történhet. Ilyen folyamat a proeutektoidos ferrit és a bainites ferrit képződése (ezekben az esetekben az átalakuló ausztenit karbonban dúsul). A martenzites átalakulás is ilyennek tekinthető, ekkor azonban az ausztenit és a martenzit összetétele azonos. A

folyamat során (kezdetén, közben és végén) a vas és karbon atomok számának alakulását, és a fázisok karbontartalmára alkalmazott jelöléseket a 4.9a ábra mutatja. A fázisok jelölése a 2.2 egyenletnek megfelelően a kezdeti ausztenit γ_0 , az átalakuló ausztenit γ , a reakcióban képződő ferrit α , az 1. reakcióban képződött ferrit α_1 , az 1. reakció végén megmaradt ausztenit γ_1 .



4.9a ábra

Az ausztenit ferritté átalakulása során a fázisokban lévő vas és karbon atomok számának alakulása, valamint a fázisok karbontartalma

Az 1. reakció előtt az ausztenitben $N_C^{\gamma_0}$ számú karbonatom, és $N_{Fe}^{\gamma_0}$ számú vasatom van. Az átalakulási folyamat során a ferritben lévő karbon- és vasatomok száma N_C^{α} illetve N_{Fe}^{α} (amelyek a folyamat közben nőnek), az átalakuló ausztenitben a karbon- és vasatomok száma N_C^{γ} illetve N_{Fe}^{γ} (amelyek a folyamat közben csökkennek). A folyamat végén az 1.reakcióban képződött ferritben valamint a megmaradt ausztenitben a karbon-, és a vasatomok száma: $N_C^{\alpha_1}$, $N_{Fe}^{\alpha_1}$, illetve $N_C^{\gamma_1}$, $N_{Fe}^{\gamma_1}$. Mindezek alapján az 1.reakció karbon- és vasmérlegét a 4.1a, és 4.1b egyenlet fejezi ki.

$$N_C^{\gamma_0} = N_C^{\alpha} + N_C^{\gamma} = N_C^{\alpha_1} + N_C^{\gamma_1} \quad (4.1a)$$

$$N_{Fe}^{\gamma_0} = N_{Fe}^{\alpha} + N_{Fe}^{\gamma} = N_{Fe}^{\alpha_1} + N_{Fe}^{\gamma_1} \quad (4.1b)$$

Mivel az ötvözet csak karbon és vas atomokból áll, ezért a fenti egyenletek összege (pl. $N^{\gamma_0} = N_C^{\gamma_0} + N_{Fe}^{\gamma_0}$) adja az 1.reakció anyagmérlegét (4.1c egyenlet).

$$N^{\gamma_0} = N^{\alpha} + N^{\gamma} = N^{\alpha_1} + N^{\gamma_1} \quad (4.1c)$$

A kezdeti ausztenitben a rácselemek száma $N_{Fe}^{\gamma_0}/4$, a rácselem térfogata v_{γ_0} . Ennek alapján a kiinduló térfogatot a (4.2a) egyenlet adja:

$$V_0 = \frac{N_{Fe}^{\gamma_0}}{4} \cdot v_{\gamma_0} \quad (4.2a)$$

Az átalakulás közben a ferritben lévő mindenkori rácselemek száma $N_{Fe}^{\alpha}/2$, a dúsuló ausztenitben lévő ausztenit rácselemek száma $N_{Fe}^{\gamma}/4$, a folyamat közben a ferrit és az ausztenit rácselem térfogata pedig v_{α} és v_{γ} . A karbon intersztíciós ötvözőelemként a rácsparamétert megnöveli, mint ahogy erről a 3.2.4 fejezetben szó volt.

Ennek alapján az átalakulás közbeni aktuális térfogatot a (4.2b) egyenlet adja:

$$V = \frac{N_{Fe}^{\alpha}}{2} \cdot v_{\alpha} + \frac{N_{Fe}^{\gamma}}{4} \cdot v_{\gamma} \quad (4.2b)$$

A (3.2) egyenlettel definiált relatív térfogatváltozás kifejezésbe a (4.1a), (4.2a) és (4.2b) egyenleteket beírva a (4.3) egyenlethez jutunk:

$$\frac{\Delta V}{V_0} = \frac{\frac{N_{Fe}^{\alpha}}{2} \cdot v_{\alpha} + \frac{N_{Fe}^{\gamma}}{4} \cdot v_{\gamma} - \frac{N_{Fe}^{\alpha} + N_{Fe}^{\gamma}}{4} \cdot v_{\gamma_0}}{\frac{N_{Fe}^{\alpha} + N_{Fe}^{\gamma}}{4} \cdot v_{\gamma_0}} = \frac{N_{Fe}^{\alpha} \cdot (2 \cdot v_{\alpha} - v_{\gamma_0}) + N_{Fe}^{\gamma} \cdot (v_{\gamma} - v_{\gamma_0})}{(N_{Fe}^{\alpha} + N_{Fe}^{\gamma}) \cdot v_{\gamma_0}} \quad (4.3)$$

Bevezetve az átalakulási (ferrit) térfogathányadot (x) a keletkező ferrit és a karbonban dúsult ausztenit térfogatának (V_{α} illetve V_{γ}) felhasználásával, (4.4) egyenlet:

$$x = \frac{V_{\alpha}}{V_{\alpha} + V_{\gamma}} = \frac{2 \cdot N_{Fe}^{\alpha} \cdot v_{\alpha}}{2 \cdot N_{Fe}^{\alpha} \cdot v_{\alpha} + N_{Fe}^{\gamma} \cdot v_{\gamma}} \quad (4.4)$$

Mindezek alapján a relatív térfogatváltozás ($\frac{\Delta V}{V_0}$) a ferrit térfogathányad függvényében (x) a (4.5) egyenlettel számítható (1.MELLÉKLET).

$$\frac{\Delta V}{V_0} = \frac{2 \cdot v_{\alpha} \cdot (v_{\gamma} - v_{\gamma_0}) + x \cdot v_{\gamma_0} \cdot (2 \cdot v_{\alpha} - v_{\gamma})}{2 \cdot v_{\alpha} + x \cdot (v_{\gamma} - 2 \cdot v_{\alpha})} \cdot \frac{1}{v_{\gamma_0}} \quad (4.5)$$

Az átalakulási folyamat kezdetén az ausztenit karbontartalmát atomtörtben kifejezve (χ_{γ_0}) a (4.6a) egyenlet adja. Átalakulás közben a ferrit és az ausztenit karbontartalmát atomtörtben kifejezve (χ_{α} illetve χ_{γ}) a (4.6b) illetve a (4.6c) egyenletek adják meg.

$$\chi_{\gamma_0} = \frac{N_C}{N_C + N_{Fe}} = \frac{N_C^{\alpha} + N_C^{\gamma}}{N_C^{\alpha} + N_C^{\gamma} + N_{Fe}^{\alpha} + N_{Fe}^{\gamma}} \quad (4.6a)$$

$$\chi_{\alpha} = \frac{N_C^{\alpha}}{N_C^{\alpha} + N_{Fe}^{\alpha}} \quad (4.6b)$$

$$\chi_{\gamma} = \frac{N_C^{\gamma}}{N_C^{\gamma} + N_{Fe}^{\gamma}} \quad (4.6c)$$

Az átalakulás közben az ausztenit karbontartalma a tömegmaradás elve alapján a z átalakulási atomhányad segítségével az úgynevezett egyszerűsített anyagmérlegből számolható, (4.7) egyenlet:

$$\chi_{\gamma} = \frac{\chi_{\gamma_0} - z \cdot \chi_{\alpha}}{1 - z} \quad (4.7)$$

A fenti egyenletben az átalakulási atomhányad, azaz a ferritben lévő atomok és az összes (vas és karbon) atom számának hányadosa, (4.8) egyenlet:

$$z = \frac{N^{\alpha}}{N^{\gamma_0}} = \frac{N_C^{\alpha} + N_{Fe}^{\alpha}}{N_C^{\gamma_0} + N_{Fe}^{\gamma_0}} \quad (4.8)$$

A szakirodalmak legtöbbje nem tesz különbséget az átalakulási térfogathányad és az átalakulási atomhányad között. Számszerűen a kettő között a különbség nem nagy, maximálisan 0,02 (2%), de hatása a karbontartalomra jelentős, elérheti a 0,09wt% (2.MELLÉKLET).

Az ausztenit átalakulás közbeni karbontartalma az átalakulási (ferrit) térfogathányadból és az átalakulási atomhányadból a (4.9) egyenlet alapján számítható.

$$x = \frac{2 \cdot \frac{1 - \chi_{\alpha}}{1 - \chi_{\gamma_0}} \cdot z \cdot v_{\alpha}}{(2 \cdot v_{\alpha} - v_{\gamma_0}) \cdot \frac{1 - \chi_{\alpha}}{1 - \chi_{\gamma_0}} \cdot z + v_{\gamma}} \quad (4.9)$$

A (4.5) és (4.8) egyenletek levezetése hosszadalmas és a számítást is komplikáltabbá teszi, viszont az ausztenit karbontartalmát pontosabban adja meg és ezáltal a méretváltozások számítása is pontosabb lesz.

A fenti egyenletekben a ferrit karbontartalmát oly módon vettem figyelembe, hogy az csökkenteni az ausztenitben lévő karbon mennyiségét és az 1. és 2. reakció során állandónak tekintettem, azaz a χ_{α} értéke nem változik a folyamatok során. A karbontartalom ferrit rácsparaméterére illetve rácselem térfogatára gyakorolt hatásától a ferrit csekély karbontartalma miatt eltekintettem. A ferrit karbontartalmát a vas-karbon diagram GP vonalának A_1 hőmérséklet alatti extrapolálásával az (4.10) egyenlettel lehet figyelembe venni [140, 175].

$$\chi_{\alpha} = 6,5594 \cdot 10^{-3} - 5,5361 \cdot 10^{-6} \cdot T \quad (4.10)$$

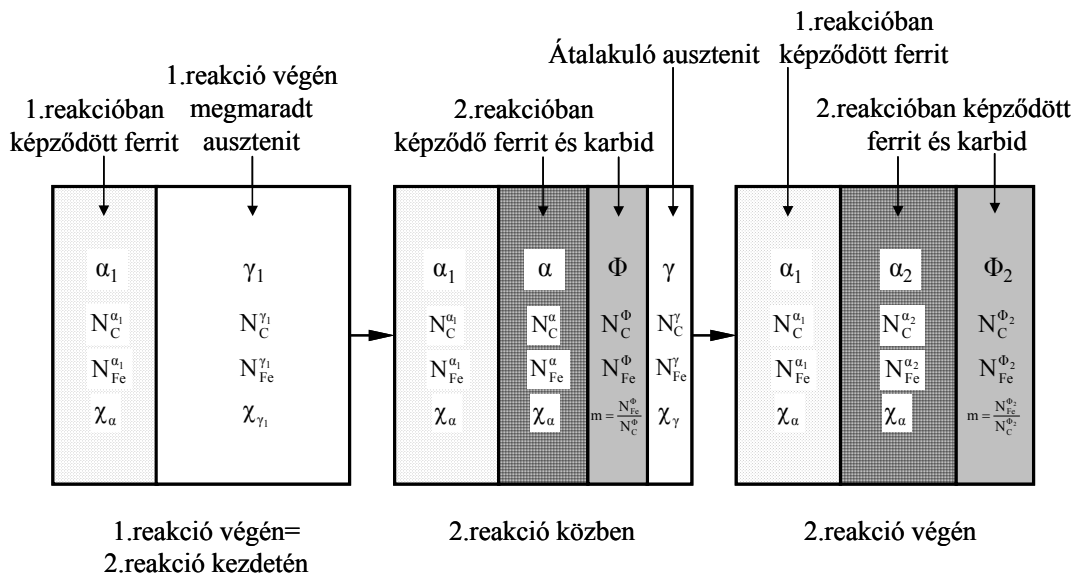
4.5.2 A ferrit és karbid együttes képződése

A ferrit és karbid együttes képződése szintén többféle módon történhet. Ilyen folyamat a perlites átalakulás, a klasszikus bainites reakciók, de az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas és esetenként a TRIP acélok bainites átalakulásának 2. reakciója is. A számítások során a következő megfontolásokat kell figyelembe venni.

Egy adott rács típusú karbidot jellemezni tudunk:

- a rácselem térfogatával (v_Φ);
- a rácselemhez tartozó vasatomok számával (q), amely a cementitnél $q=12$;
- a vaskarbidban lévő vas és karbon atomok arányával (m), amely cementitnél $m=3$.

Az alábbi levezetés során az egyenleteket olyan alakban írom fel, hogy a 4.5.1 fejezetben részletezett ausztenit ferritté alakulás folyamata már lejátszódott, azaz a kiinduló szövet x_1 mennyiségű ferritből (α_1) és $1-x_1$ mennyiségű ausztenitből (γ_1) áll. Ebben a folyamatban együtt keletkezik ferrit (α) és valamilyen vaskarbid (Φ). A 2.reakció során (kezdetén, közben és végén) a vas és karbon atomok számának alakulását és a fázisok karbontartalmát a 4.9b ábra mutatja.



4.9b ábra

Az ausztenit ferritté és karbiddá átalakulása során a fázisokban lévő vas és karbon atomok számának alakulása, valamint a fázisok karbontartalma

A 2. reakció előtt az 1.reakció után megmaradt ausztenitben $N_C^{\gamma_1}$ számú karbonatom és $N_{Fe}^{\gamma_1}$ vasatom van, illetve az 1.reakcióban képződött ferritben lévő karbon- és vasatomok száma $N_C^{\alpha_1}$, $N_{Fe}^{\alpha_1}$. A 2.reakcióban a folyamat során keletkező ferritben illetve vaskarbidban lévő karbon- és vasatomok száma N_C^α ,

N_{Fe}^a , illetve N_C^Φ , N_{Fe}^Φ (amelyek a folyamat közben nőnek), az átalakuló ausztenitben a karbon- és vasatomok száma N_C^γ illetve N_{Fe}^γ (amely a folyamat közben csökkennek). Az átalakulási folyamat végén az ausztenit elfogyott. A karbon- és a vasatomok a 1.reakcióban képződött ferritben vannak jelen, $N_C^{a_1}$, és $N_{Fe}^{a_1}$ számban, valamint a 2.reakcióban képződött ferritben és vaskarbidban $N_C^{a_2}$, $N_{Fe}^{a_2}$, illetve $N_C^{\Phi_2}$, $N_{Fe}^{\Phi_2}$ számban. Mindezek alapján a 2.reakció karbon- és vasmérlegét a 4.11a, és 4.11b egyenlet fejezi ki.

$$N_C^{a_1} + N_C^\gamma = N_C^{a_1} + N_C^a + N_C^\Phi + N_C^\gamma = N_C^{a_1} + N_C^{a_2} + N_C^{\Phi_2} \quad (4.11a)$$

$$N_{Fe}^{a_1} + N_{Fe}^\gamma = N_{Fe}^{a_1} + N_{Fe}^a + N_{Fe}^\Phi + N_{Fe}^\gamma = N_{Fe}^{a_1} + N_{Fe}^{a_2} + N_{Fe}^{\Phi_2} \quad (4.11b)$$

A 2.reakció anyagmérlegét a 4.11c egyenlet adja meg.

$$N^{a_1} + N^{\gamma_1} = N^{a_1} + N^a + N^\Phi + N^\gamma = N^{a_1} + N^{a_2} + N^{\Phi_2} \quad (4.11c)$$

A karbidképződés során a ferritben és karbidban lévő vasatomok arányát egy megoszlási hányadossal (k) lehet jellemezni. Ha a ferrit és a karbid ugyanazon folyamatban képződik, azaz a ferritben és a karbidban lévő vasatomok aránya a folyamat során állandó marad (ezt a számítás során feltételezzük), akkor az ausztenit átlagos karbontartalma nem változik. Megmutatható továbbá az is, hogy a megoszlási hányados a ferrit és az ausztenit karbontartalmától, valamint a karbidban lévő vas és karbon atomok arányától, vagyis a karbid fajtájától függ, (4.12) egyenlet (3. MELLÉKLET).

$$k = \frac{N_{Fe}^a}{N_{Fe}^\Phi} = \frac{1 - (m+1) \cdot \chi_{\gamma_1}}{m} \cdot \frac{1 - \chi_a}{\chi_{\gamma_1} - \chi_a} \quad (4.12)$$

Ebben az esetben a ferrit karbonoldó képességét a vas-karbon diagram PQ vonalát leíró (4.13) egyenlettel vehetjük figyelembe [140, 175].

$$\chi_a = 10^{1,05 - \frac{4040}{T}} \quad (4.13)$$

A folyamat kezdetén a kiindulási térfogat V_1 , azaz a 2.reakció hatására bekövetkező térfogatváltozást a (4.14a) egyenlettel megadott térfogathoz viszonyítom.

$$V_1 = V_{a_1} + V_{\gamma_1} = \frac{N_{Fe}^{a_1}}{2} \cdot v_a + \frac{N_{Fe}^{\gamma_1}}{4} \cdot v_{\gamma_1} \quad (4.14a)$$

A vaskarbidban lévő rácselemek száma N_{Fe}^Φ/q , mivel a karbid rácseleméhez q vasatom tartozik. Ennek alapján az átalakulás közbeni aktuális térfogatot az (4.14b) egyenlet adja:

$$V = \frac{N_{Fe}^{\alpha}}{2} \cdot v_{\alpha} + \frac{N_{Fe}^{\Phi}}{q} \cdot v_{\Phi} + \frac{N_{Fe}^{\gamma}}{4} \cdot v_{\gamma} \quad (4.14b)$$

A (3.2) egyenlethez hasonlóan a V_1 térfogatra vonatkoztatott relatív térfogat kifejezésbe az (4.14a) és (4.14b) egyenleteket beírva az (4.15) egyenlethez jutunk.

$$\begin{aligned} \frac{\Delta V}{V_1} &= \frac{V - V_1}{V_1} = \frac{\frac{N_{Fe}^{\alpha_1} + N_{Fe}^{\alpha}}{2} \cdot v_{\alpha} + \frac{N_{Fe}^{\Phi}}{q} \cdot v_{\Phi} + \frac{N_{Fe}^{\gamma}}{4} \cdot v_{\gamma} - \frac{N_{Fe}^{\alpha_1}}{2} \cdot v_{\alpha} - \frac{N_{Fe}^{\gamma_1}}{4} \cdot v_{\gamma_1}}{\frac{N_{Fe}^{\alpha_1}}{2} \cdot v_{\alpha} + \frac{N_{Fe}^{\gamma_1}}{4} \cdot v_{\gamma_1}} = \\ &= \frac{2 \cdot (N_{Fe}^{\alpha_1} + N_{Fe}^{\alpha}) \cdot v_{\alpha} + \frac{4}{q} \cdot N_{Fe}^{\Phi} \cdot v_{\Phi} + N_{Fe}^{\gamma} \cdot v_{\gamma} - 2 \cdot N_{Fe}^{\alpha_1} \cdot v_{\alpha} - N_{Fe}^{\gamma_1} \cdot v_{\gamma_1}}{2 \cdot N_{Fe}^{\alpha_1} \cdot v_{\alpha} + N_{Fe}^{\gamma_1} \cdot v_{\gamma_1}} \quad (4.15) \end{aligned}$$

Bevezetve az átalakulási térfogathányadot (x) a (4.16a) egyenlet szerint a keletkező ferrit illetve karbid valamint az átalakuló ausztenit térfogat (V_{α} , V_{Φ} , V_{γ}) felhasználásával.

$$x = \frac{V_{\alpha} + V_{\Phi}}{V_{\alpha} + V_{\Phi} + V_{\gamma}} = \frac{2 \cdot (N_{Fe}^{\alpha_1} + N_{Fe}^{\alpha}) \cdot v_{\alpha} + \frac{4}{q} \cdot N_{Fe}^{\Phi} \cdot v_{\Phi}}{2 \cdot (N_{Fe}^{\alpha_1} + N_{Fe}^{\alpha}) \cdot v_{\alpha} + \frac{4}{q} \cdot N_{Fe}^{\Phi} \cdot v_{\Phi} + N_{Fe}^{\gamma} \cdot v_{\gamma}} \quad (4.16a)$$

A (4.16b) egyenlettel definiált x_1 ferrit térfogathányad (az 1.reakció eredménye):

$$x_1 = \frac{V_{\alpha_1}}{V_{\alpha_1} + V_{\gamma_1}} = \frac{2 \cdot N_{Fe}^{\alpha_1} \cdot v_{\alpha}}{2 \cdot N_{Fe}^{\alpha_1} \cdot v_{\alpha} + N_{Fe}^{\gamma_1} \cdot v_{\gamma_1}} \quad (4.16b)$$

Mindezek alapján a relatív térfogatváltozás az átalakulási térfogathányad függvényében a következő (4.17) egyenlettel számítható (4. MELLÉKLET).

$$\frac{\Delta V}{V_1} = (x - x_1) \cdot \frac{k \cdot v_{\alpha} + \frac{2}{q} \cdot v_{\Phi} - \frac{k+1}{2} \cdot v_{\gamma_1}}{k \cdot v_{\alpha} + \frac{2}{q} \cdot v_{\Phi} - x \cdot \left(k \cdot v_{\alpha} + \frac{2}{q} \cdot v_{\Phi} - \frac{k+1}{2} \cdot v_{\gamma_1} \right)} \quad (4.17)$$

A ferrit és karbid együttes képződése által okozott, az eredeti V_0 térfogatra vonatkoztatott relatív térfogatváltozás az (4.18) egyenlettel számolható, ahol $\frac{\Delta V_1}{V_0}$ tag az (4.5) egyenletben az x_1 ferrit térfogathányadhoz tartozó relatív térfogatváltozást jelenti.

$$\frac{\Delta V}{V_0} = \left(\frac{\Delta V}{V_1} + 1 \right) \cdot \left(\frac{\Delta V_1}{V_0} + 1 \right) - 1 \quad (4.18)$$

A feltételezések figyelembe vételével jól látszik, hogy a ferrit és karbid együttes keletkezésénél gyakorlatilag lineáris kapcsolat van a méretváltozás az átalakulási térfogathányad között, viszont amikor az átalakulási folyamatban az ausztenit karbontartalmának változása is szerepet játszik a méretváltozás és az átalakulási térfogathányad közötti kapcsolat nem lesz lineáris.

A (4.5), (4.7), (4.9), (4.12), (4.17) valamint az (4.18) egyenletekkel megadott összefüggéseket felhasználva a vas-karbon ötvözetekre (ötvözőelem hatásától eltekintve) vonatkozó számításokat Excel táblázatban végeztem. Az ausztenit és a ferrit rácsparaméterének hőmérséklet függését, illetve az ausztenit rácsparaméterének karbontartalom való függését a (3.13) és a (3.15) egyenletekkel vettem figyelembe. A 2.reakciónál a cementit rácsparaméterét a (3.17a-c) és a (3.18) egyenletekkel számoltam (mivel más karbidokra nem találtunk megbízható adatokat a rácsparaméter hőmérséklet függésére, illetve a rácselemben lévő vasatomok számára vonatkozóan). A számításnál bemenő adatként az ausztenit kezdeti karbontartalmát, az ausztemperálás hőmérsékletét, valamint az 1.reakcióban képződő ferrit mennyiségét kell megadni. A különböző változók hatását diagramokban összefoglalva az 5. Eredmények fejezetben ismertetem.

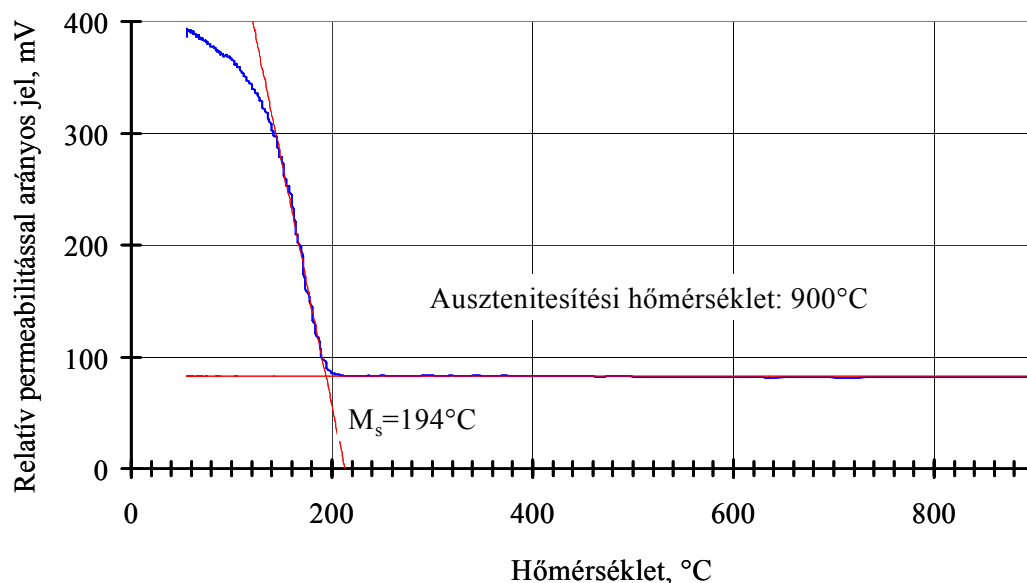
5. EREDMÉNYEK

Ebben a fejezetben a mágneses, a dilatométeres illetve a röntgendiffrakciós vizsgálatok, valamint a dilatométeres számítások eredményeit mutatom be. A különböző vizsgálatok eredményeinek ismertetésénél azt tartottam szem előtt, hogy a bainites átalakulást befolyásoló tényezők (ausztenitesítés hőmérséklete, ausztemperálás hőmérséklete, és ideje) hatását ismertessem.

5.1 AZ AUSZTENITESÍTÉSI HŐMÉRSÉKLET HATÁSA AZ ÖNTÖTTVAS M_s HŐMÉRSÉKLETÉRE

Az ausztenit és martenzit mágneses permeabilitása különböző. Az ebből adódó mérhető feszültségváltozás a ferromágneses martenzit jelenlétére utal.

A mágneses vizsgálatok egy jellemző felvétele az 5.1 ábrán látható. A felvétel 900°C-os ausztenitesítés után 37 K/s-os átlagos hűtési sebesség közben készült. A görbén a mágnesezettséggel arányos feszültség (mV) emelkedése egyértelműen jelzi a martenzites átalakulás megindulását. Az M_s hőmérsékletet az 5.1 ábrán bemutatott módon állapítottam meg.



5.1 ábra

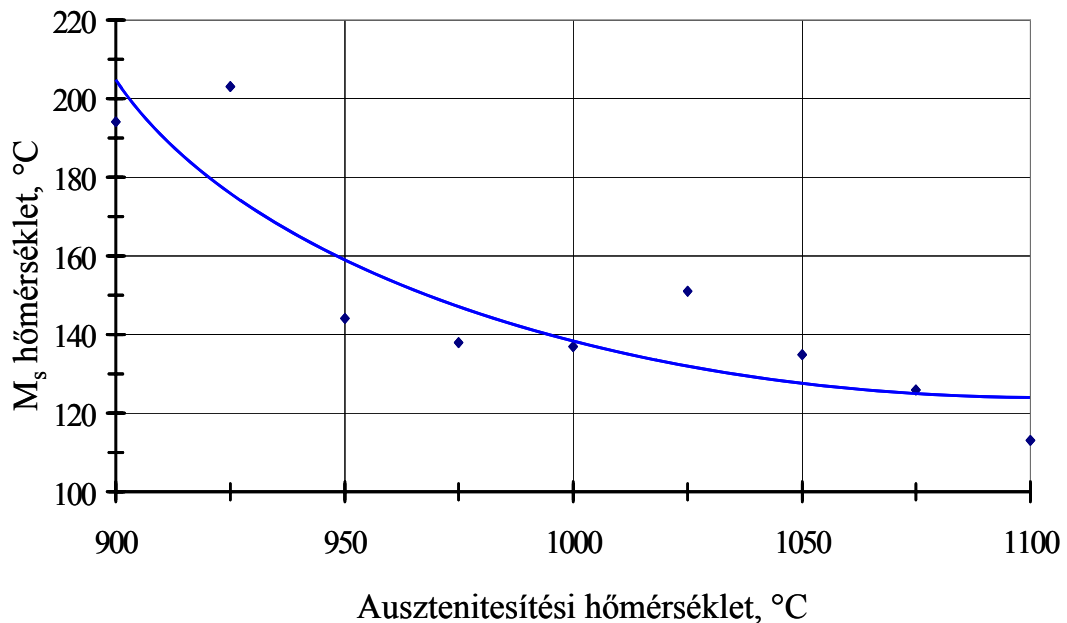
A próbadarab mágnesezettségi görbéje 900°C-ról 37 K/s sebességgel lehűtve

Az 5.2. ábrán az ausztenitesítési hőmérséklet függvényében az M_s hőmérséklet változása látható. Az adatok viszonylag nagy szóródást mutatnak, amelynek oka az öntöttvas ausztenitjének inhomogenitása, de az jól látható, hogy az M_s hőmérséklet csökken az ausztenitesítési hőmérséklet növekedésével. Az M_s hőmérséklet karbontartalomtól való függését leíró (2.1) egyenlet alapján ez a mintegy 80°C-nyi változás körülbelül 0,2 wt% karbontartalom növekedésnek felel meg.

Ennek magyarázata, hogy a magasabb ausztenitesítési hőmérsékleten több karbon oldódik a gömbgrafitból az ausztenitbe, így megnöveli annak

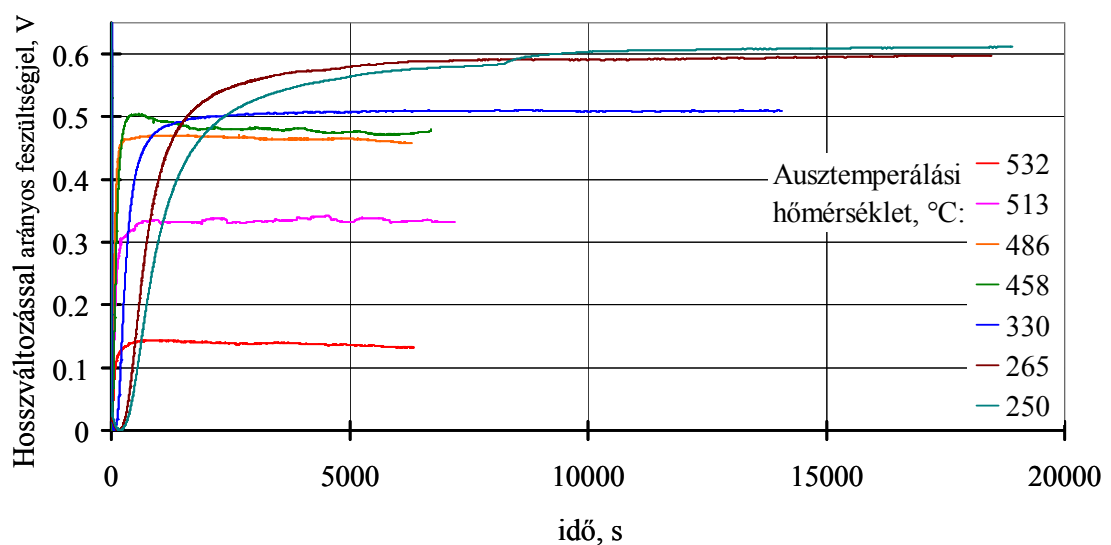
karbontartalmát, az ausztenit magasabb karbontartalma pedig csökkenti az M_s hőmérsékletet.

A mágneses vizsgálat tehát jól mutatja az ausztemperálási hőmérséklet hatását az ausztenit karbontartalmára, de az M_s hőmérsékletre vonatkozó empirikus képletek bizonytalanságai és az ausztenit inhomogenitása nem teszi lehetővé az ausztenit karbontartalmának pontos meghatározását.



5.2 ábra
A mágneses mérés alapján az M_s hőmérséklet függése az ausztenitesítési hőmérséklettől

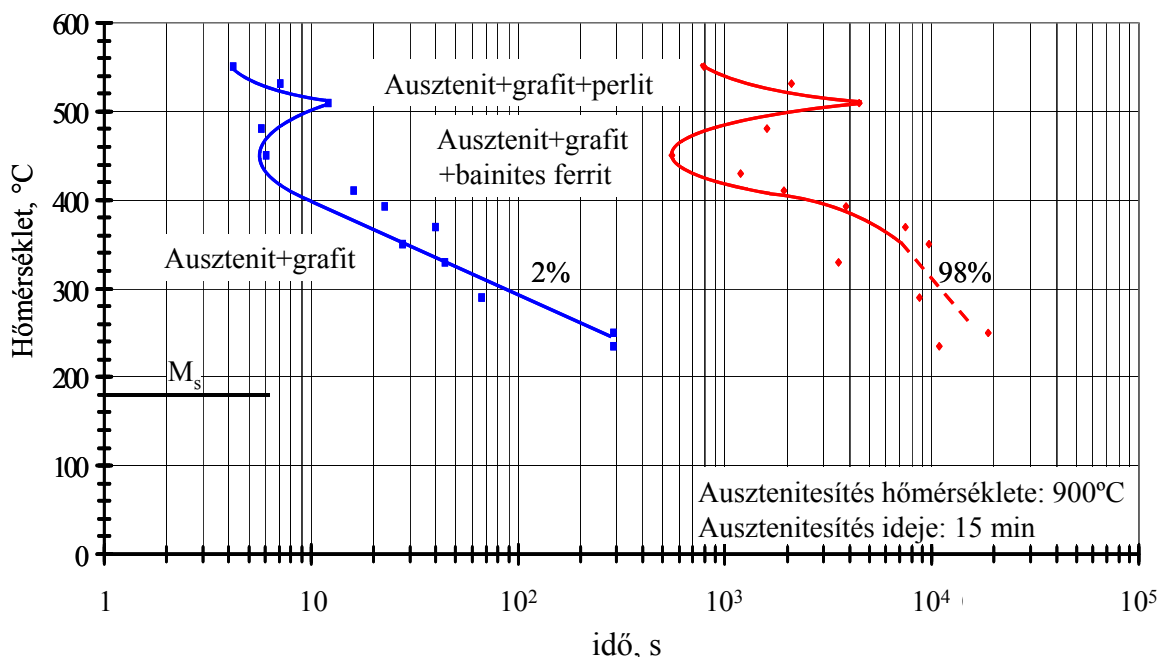
5.2 AZ IZOTERMÁS ÁTALAKULÁSI DIAGRAM MEGHATÁROZÁSA



5.3 ábra
Néhány jellegzetes dilatométeres görbe

A dilatométeres méréseknél az első kísérletsorozatban 900°C-os, 15 perces ausztenitesítés után különböző izotermás hőmérsékleteken (235-550°C) vettem fel dilatométeres görbékét, amelyek közül néhányat az 5.3 ábrán mutatok be. Az ábrán a különböző hőmérsékletű izotermán tartás idejének függvényében a méretváltozással arányos feszültségjel szerepel.

A várakozásnak megfelelően a 370°C alatti és a 490°C feletti hőmérséklettartományban bizonyos idő elteltével a próbadarab mérete állandósul. Ezzel szemben észrevettem, hogy a közbenső hőmérséklet tartományban (370-490°C között) a tágulás után összehúzódás jelentkezett.



5.4 ábra
Izotermás átalakulási diagram részlete

Az izotermán tartás kezdetének meghatározása után az (5.1a) egyenlettel megadott kinetikai görbét kétszeresen logaritmizálva —(5.1b) egyenlet— lineáris regresszióval meghatároztam K, n, és t_0 paramétereket.

$$x = x_{\max} \cdot (1 - e^{-K(t-t_0)}) \quad (5.1a)$$

$$\ln \ln \frac{1}{1 - x/x_{\max}} = \ln K + n \cdot \ln(t - t_0) \quad (5.1b)$$

Az így kiszámított paraméterekből az (5.2) egyenlet alapján kiszámítottam az adott hőmérsékleten a 2%-os átalakult térfogathányadhoz szükséges időt ($t_{0,02}$, átalakulás kezdete).

$$t_{0,02} = \left(-\frac{1}{K} \ln 0,98 \right)^{\frac{1}{n}} + t_0 \quad (5.2)$$

Mivel a kinetikai függvény a teljes átalakulásra nem érvényes, ezért átalakulás végének a teljes tágulás 98%-hoz tartozó időt tekintettem.

Ily módon a dilatométeres görbékből meghatároztam a 235-550°C hőmérséklettartományra vonatkozó izotermás átalakulási diagramot, amely az 5.4 ábrán látható. A freibergi kutatók által készített átalakulási diagramot [90] ezzel pontosítottam [176].

Az izotermás átalakulási diagram meghatározásánál használt dilatométer próbáknál a maradék ausztenit mennyiségét is meghatároztam. A különböző izoterma hőmérsékleten (t_{AT}), különböző ideig tartott (t_{AT}) minták maradék ausztenit mennyiségét (MA%) az 5.1 táblázat mutatja. Adott hőmérsékleten a próbadarabok addig voltak hőntartva, amíg a méretváltozás történt. A hőntartás után a próbadarabokat vízben lehűtöttem.

t_{AT} , °C	235	250	290	330	350	370	392	410	430	450	480	510	532	550
t_{AT} , min	180	315	230	70	160	135	165	120	120	110	105	125	60	105
MA%	7	12	5	19	31	29	34	32	12	0	0	0	0	0

5.1 táblázat

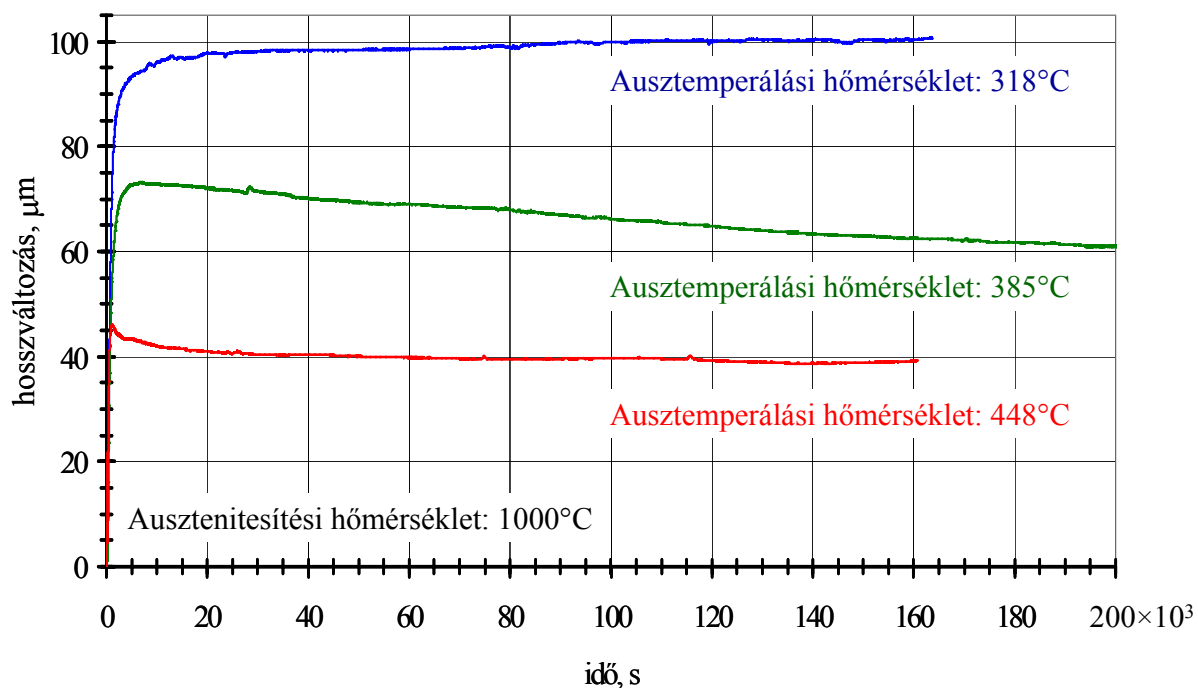
A maradék ausztenit tartalom az ausztemperálási hőmérséklet függvényében

430°C fölött nem találtam maradék ausztenitet, a 350-410°C hőmérséklettartományban kb. 30% körüli a mennyisége, amely 350°C alatt jelentősen csökken. (A hőntartás ideje különböző volt).

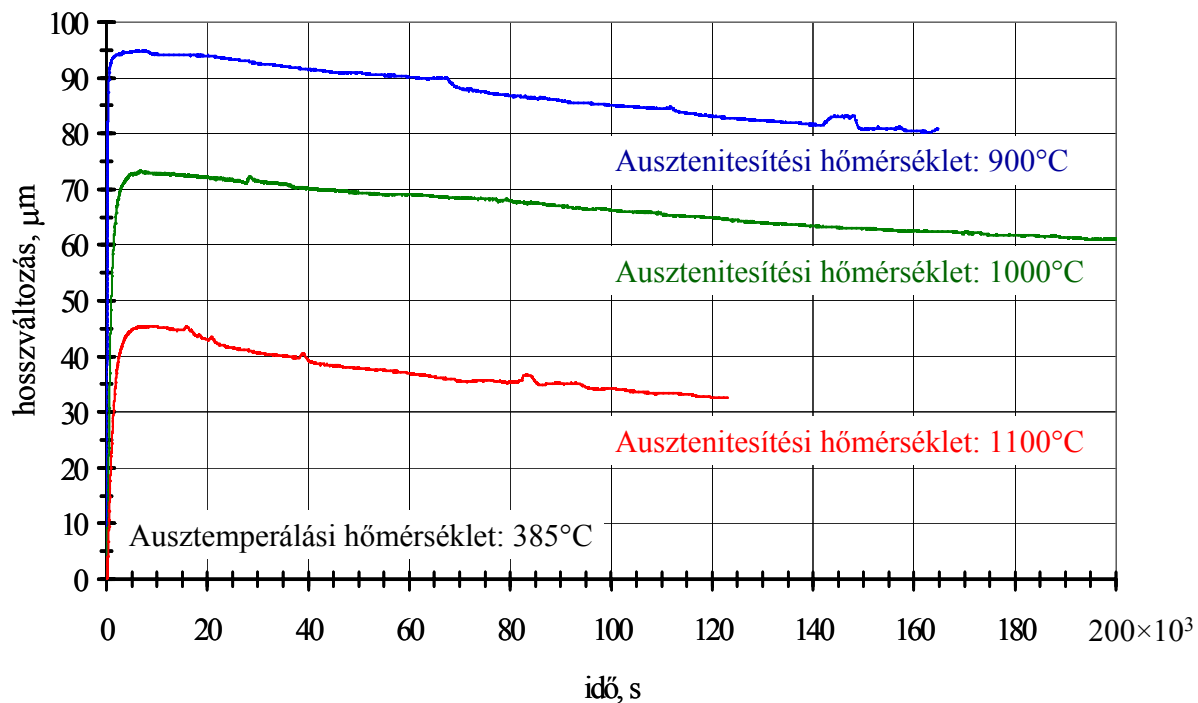
Ezekből a dilatométeres és röntgendiffrakciós vizsgálatokból arra következtettem, hogy a 350-410°C hőmérséklettartományban, ahol jelentős mennyiségű maradék ausztenitet találtam, csak bainites ferrit keletkezett, azaz a bainites átalakulás 1.reakciója ment végbe. Az 5.4 ábrán bemutatott izotermás átalakulási diagram 98% átalakulási hányadot jelölő görbéje tehát valójában csak az 1.reakció befejeződését jelöli.

5.3 A DILATOMÉTERES GÖRBÉKEN JELENTKEZŐ ÖSSZEHÚZÓDÁS VIZSGÁLATA

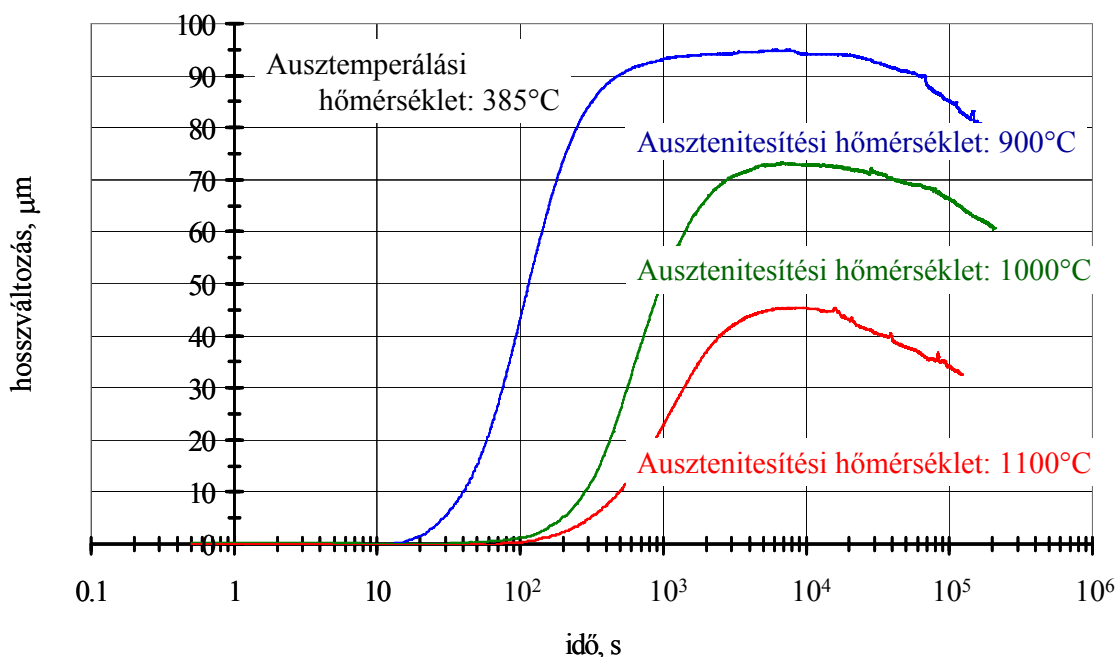
A közbenső hőmérséklettartományban további vizsgálatokat végeztem az összehúzódás jelenségének szisztematikusabb tanulmányozására. Ennek érdekében mind az ausztenitesítési (900, 1000, 1100°C), mind az ausztemperálási hőmérsékletet (318, 385, 448°C) változtattam. Az ausztenitesítési és az ausztemperálási hőmérséklet kombinálásával 48 óráig tartó hőkezeléseket végeztem. Az 5.5 ábra az 1000°C-os, 15 perces ausztenitesítés után, különböző hőmérsékleten ausztemperált próbák dilatométeres görbéit mutatja. Jól látható, hogy 318°C-on volt a legnagyobb a tágulás, és az összehúzódás egyáltalán nem jelentkezett. Magasabb hőmérsékleten (385, 448°C) viszont jelentős összehúzódást észleltem, amely a 448°C gyorsabban következett be.



5.5 ábra
1000°C-os ausztenitesítés után különböző ausztemperálási hőmérsékleten felvett dilatométeres görbék



5.6a ábra
Különböző hőmérsékletű ausztenitesítés után 385°C-os ausztemperálásnál felvett dilatométeres görbék



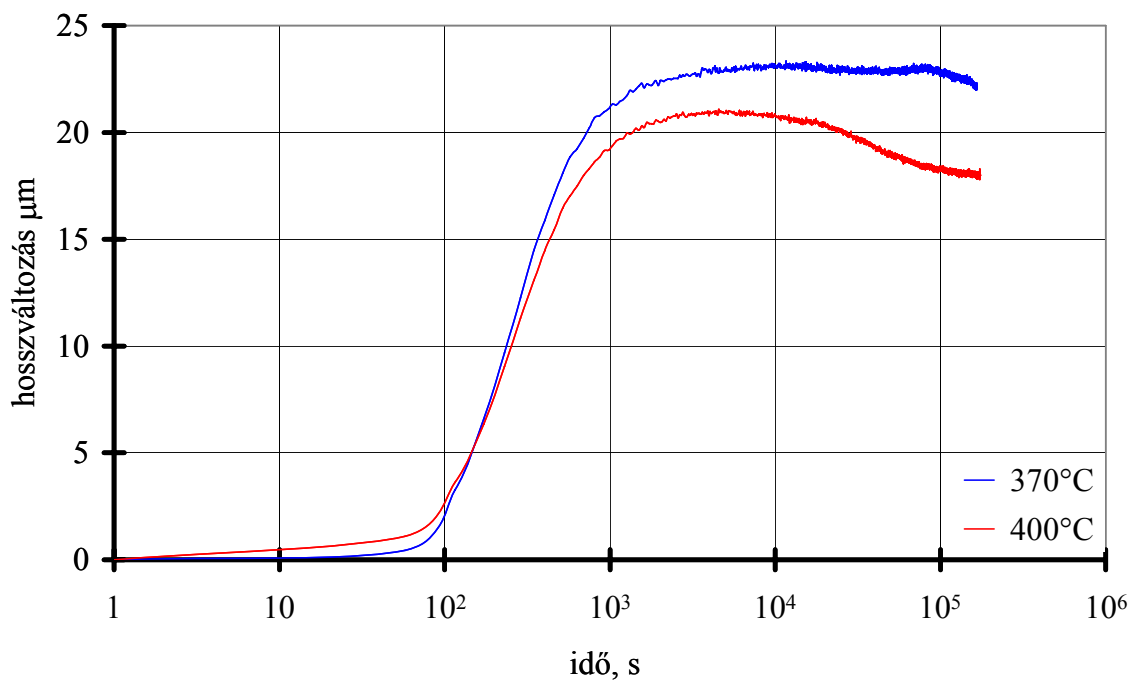
5.6b ábra

Különböző hőmérsékletű ausztenítésítés után 385°C-os ausztemperálásnál felvett dilatométeres görbék logaritmus időskálán ábrázolva

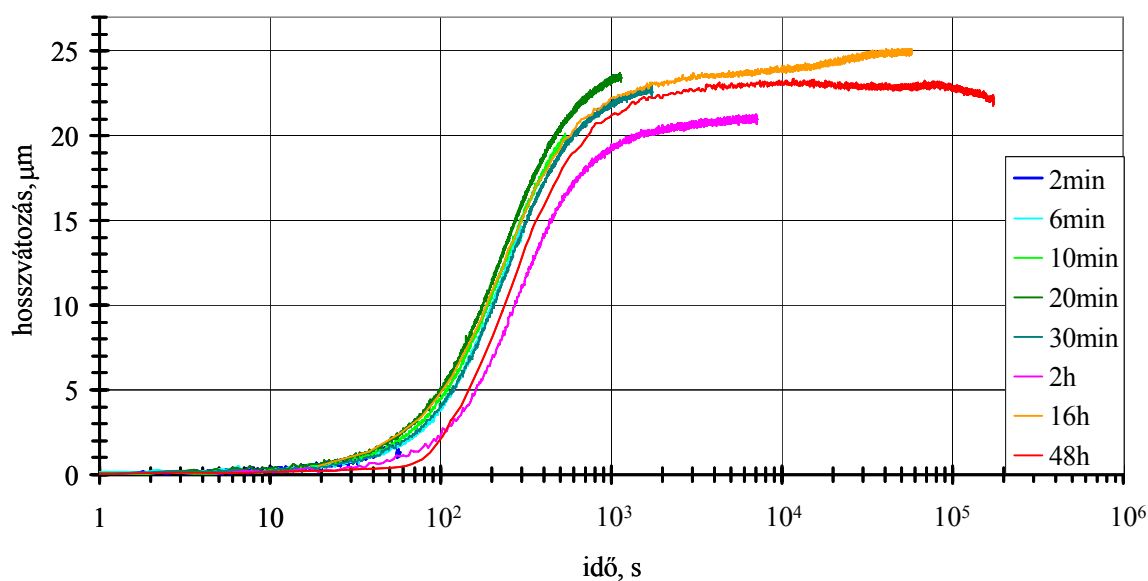
Az 5.6a ábra a különböző hőmérsékletű ausztenítésítés után, 385°C-on ausztemperált próbadarabok dilatométeres görbét mutatja. A magasabb ausztenítésítési hőmérséklet utáni ausztemperálásakor kisebb tágulás jelentkezik, és mindhárom esetben szisztematikusan megjelent az összehúzódás. Ez a méretváltozás az átalakult bainites ferrit mennyiségével és az ausztenit karbondúsulásának mértékével van kapcsolatban. Ezeket mérési adatokat logaritmikus időskálán is ábrázoltam az 5.6b ábrán. Ebből jól látszik, hogy az ausztenítésítési hőmérséklet növekedésével az átalakulás a hosszabb idők felé tolódik el. Ennek oka a durvább ausztenit szemnagyság és az ausztenit nagyobb karbontartalma lehet.

Az 5.7 ábra a TU Bergakademie Freiberg Vas- és Acéltechnológiai Intézetében felvett dilatométeres görbét mutatja. Jól látható, hogy a 400°C-on ausztemperált próba kisebb tágulás után jelentősebb összehúzódást mutat a 370°C-oshoz képest. A dilatométer adatgyűjtő programja az adott hőkezelési ciklushoz maximum csak 3100 mérési pontot engedett regisztrálni. Ez az ausztemperálás során csak 56 másodpercenkénti adatgyűjtést tett lehetővé, így a folyamat elejét nem lehetett pontosan felvenni.

Az 5.8 ábrán a 370°C-os izotermán különböző ideig hőntartott próbák dilatométeres görbéi láthatóak. Annak ellenére, hogy a hőkezelés ciklusa teljesen azonos volt, a görbék egymáshoz képest időben és méretben is eltérnek egymástól. Ez elsősorban a próbák inhomogenitásából adódik.



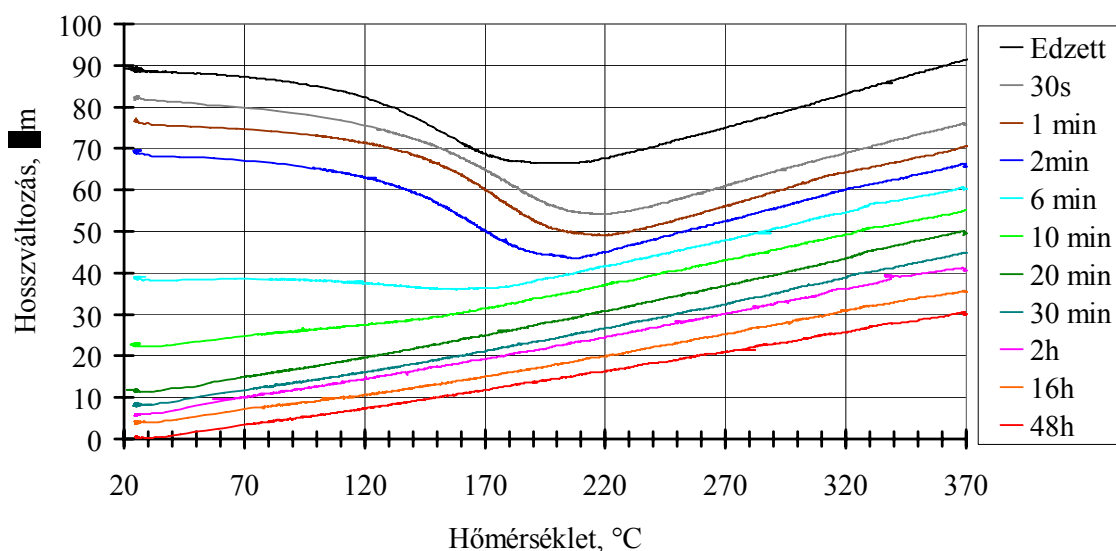
5.7 ábra
A TU Bergakademie Freiberg Vas- és Acéltechnológiai
Intézetében felvett dilatométeres görbék



5.8 ábra
A TU Bergakademie Freiberg Vas- és Acéltechnológiai
Intézetében felvett dilatométeres görbék

A dilatométer mérési programja lehetővé tette, hogy az edzés közben és a 370°C-ról különböző ideig történő ausztemperálás utáni hűtésekor felvehessem a dilatométeres görbéket. A felvett dilatométeres görbéket az 5.9 ábra mutatja. Jól látható, hogy már az edzett próbadarabnál sem jelenik meg élesen az M_s hőmérséklet. Ez azzal magyarázható, hogy az öntöttvas nem homogén, így az

inhomogén ausztenitben nem egyszerre kezdődik meg a martenzites átalakulás. A közepes hűtési időknél (6-20 perc) a martenzites átalakulás kezdete még szélesebb hőmérséklettartományban húzódik szét. A 20 perces hűtés után hűtőkor már nincs martenzites átalakulás, mivel az M_s hőmérséklet szobahőmérséklet alá csökkent. A hűtés közben felvett dilatációs görbéknél az M_s hőmérséklet meghatározását nem volt lehetséges, mivel a martenzites átalakulás nem jelentkezett a görbéken élesen.

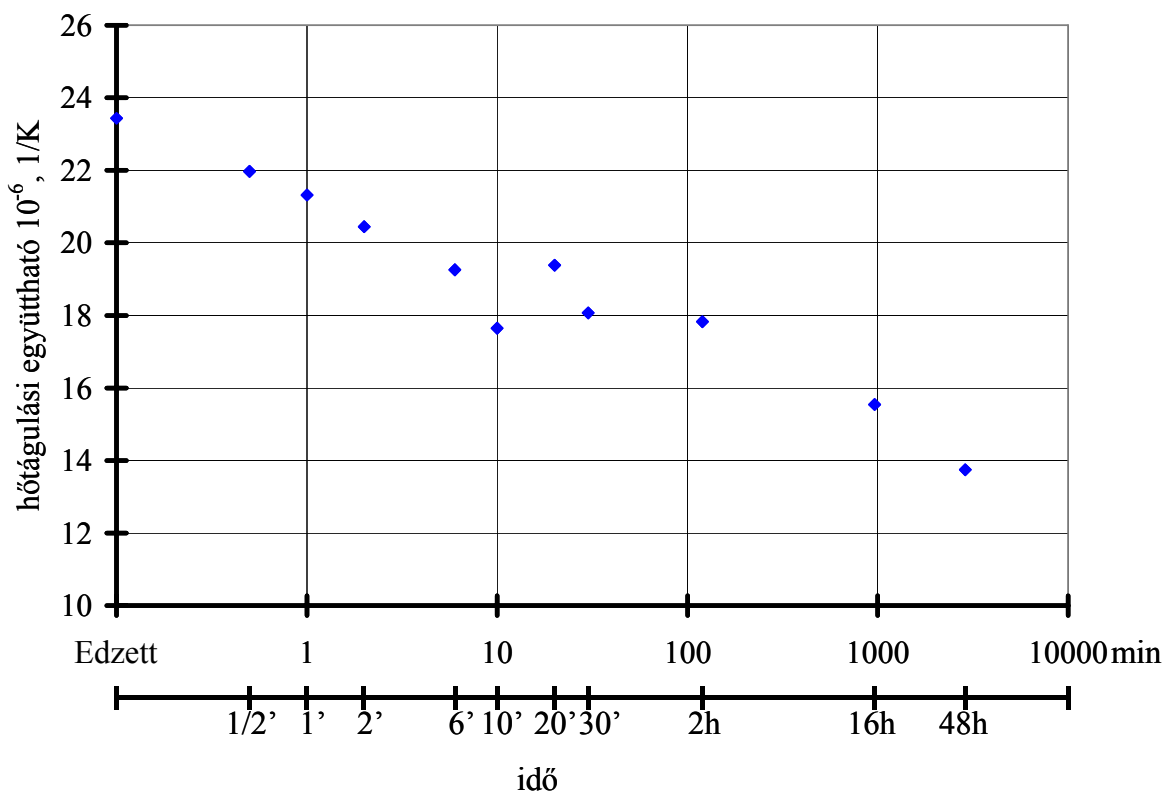


5.9 ábra

A TU Bergakademie Freiberg Vas- és Acéletechnológiai Intézetében felvett dilatációs görbék a 370°C-os ausztemperálást követő hűtésnél

A 370°C-os ausztemperálás utáni lehűtőkor a 260-360°C közötti hőmérséklet intervallumban — amikor biztos, hogy a martenzites átalakulás még nem következhet be — meghatároztam az átlagos hőtágulási együtthatót. Ennek értékeit a hűtési idő függvényében az 5.10 ábra mutatja. A hőtágulási együttható a csak ausztenitesített próbadarab esetében $23,5 \cdot 10^{-6} 1/K$ -nek adódott, amely megfelel a tisztán ausztenites szövet hőtágulási együtthatójának. Jól látható továbbá, hogy az ausztemperálási idő növekedésével a lineáris hőtágulási együttható fokozatosan csökken, és 48 órás ausztemperálás után a lineáris hőtágulási együttható értéke $13,9 \cdot 10^{-6} 1/K$ -nek adódott. Ez a változás két részből tevődik össze: az átalakulási termékek kisebb hőtágulási együtthatójából és az ausztenit karbon tartalmának növekedéséből. Az átalakulási folyamat a 48 órás ausztemperálás során is mindvégig folytatódik, ezt az is mutatja, hogy a hőtágulási együttható folyamatosan csökken.

A lineáris hőtágulási együttható mérésével tehát közvetett módon is nyomon lehet követni a bainites átalakulás folyamatát. A mérés kvantitatív kiértékelésre nem alkalmas, mert ahhoz nagyon pontosan kellene ismerni az ausztenit karbon tartalmát, illetve az ausztenit karbon tartalmának a hőtágulási együtthatóra gyakorolt hatását.



5.10 ábra

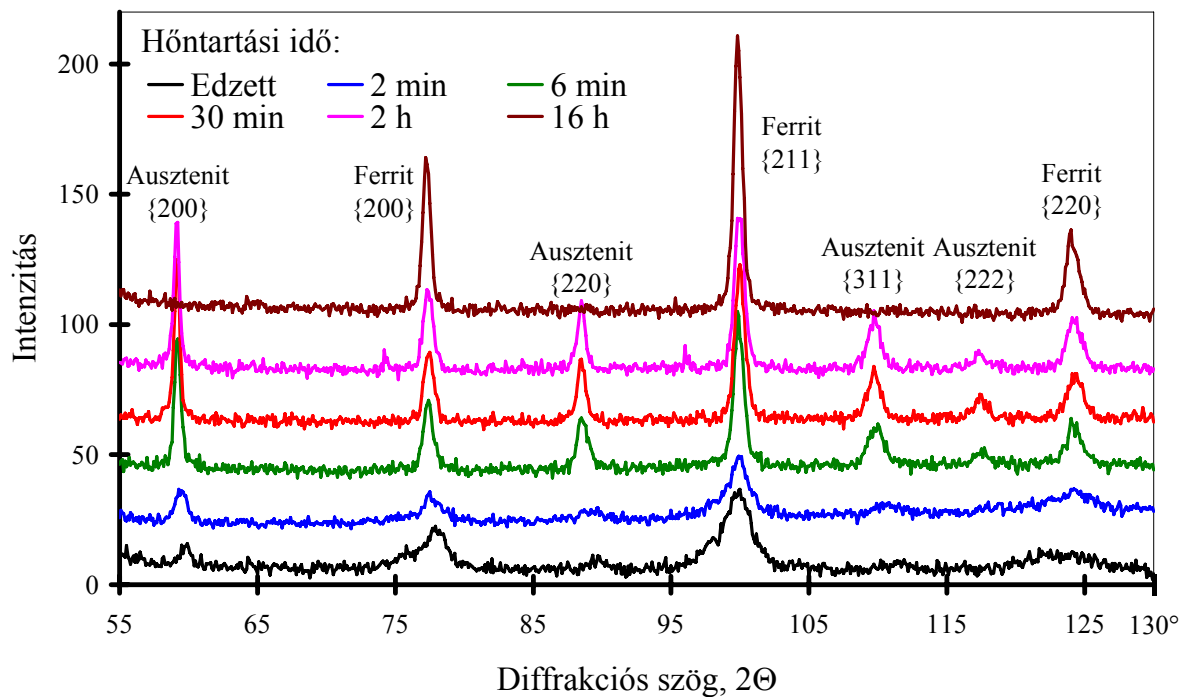
A 260-360°C hőmérséklettartományon meghatározott hőátadási együttható változása az ausztemperálási idő függvényében

5.4 RÖNTGENDIFFRAKCIÓS VIZSGÁLATOK

A dilatométeres vizsgálatoknál tapasztalt méretváltozásokat (a tágulást és az összehúzódást) figyelembe véve végeztem a röntgendiffrakciós vizsgálatokat. A hőkezeléseket a dilatométeres méréseknél is használt berendezésben végeztem. A 15 percig tartó 900°C-os ausztenítés után 370°C-on különböző ideig (30s, 1, 2, 6, 10, 30 perc, 2, 16, 48 óra) ausztemperáltam a próbadarabokat.

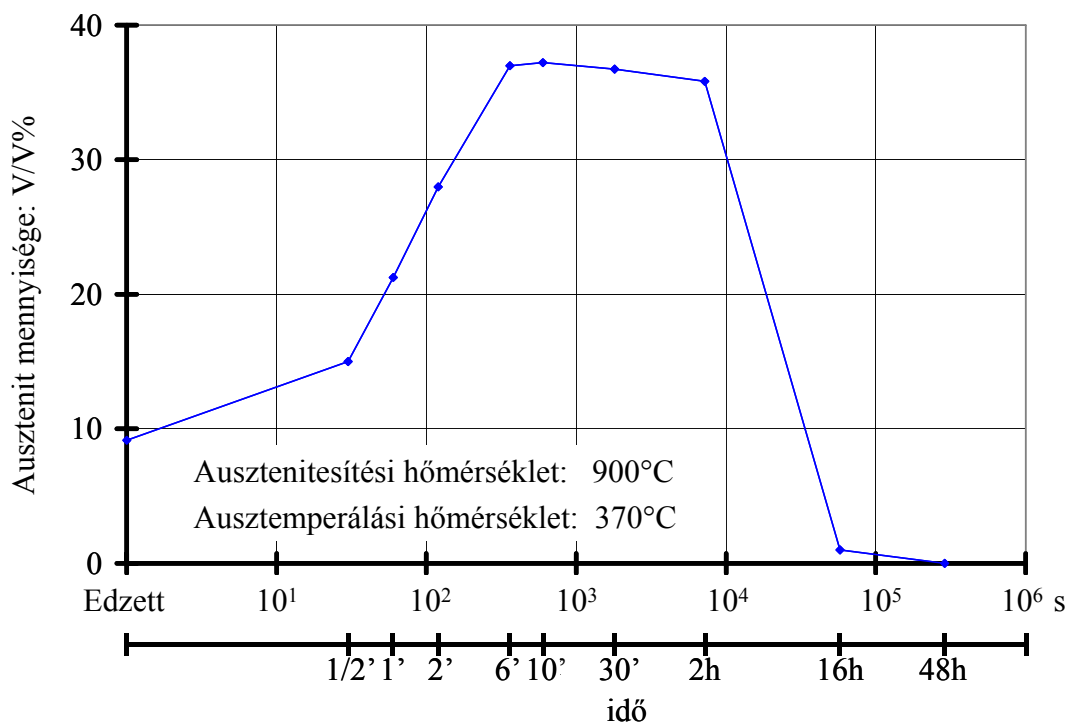
A röntgendiffrakciós felvételek közül néhányat az 5.11 ábrán mutatok be. Az edzett próbához képest a hőntartási idő növekedésével az ausztenitre jellemző diffrakciós csúcsok növekednek, ami a maradék ausztenit mennyiségének növekedésére utal, majd a még hosszabb idejű (16h) hőntartás után gyakorlatilag eltűnnek az ausztenitre utaló csúcsok.

A felvételek alapján meghatároztam a 370°C-on ausztemperált próbák maradék ausztenit tartalmát a hőntartási idő függvényében, amelyet az 5.12 ábra mutat be. A maradék ausztenit tartalom a 6 percig hőntartott darabnál (az edzett darabhoz képest jelentősen) mintegy 40 V/V%-ra nőtt, majd 16 órás hőntartás után tulajdonképpen nullára csökkent. A 6 perc és 2 óra közötti idő intervallumban a hőntartási idő növekedésével a maradék ausztenit mennyisége gyakorlatilag nem változott.



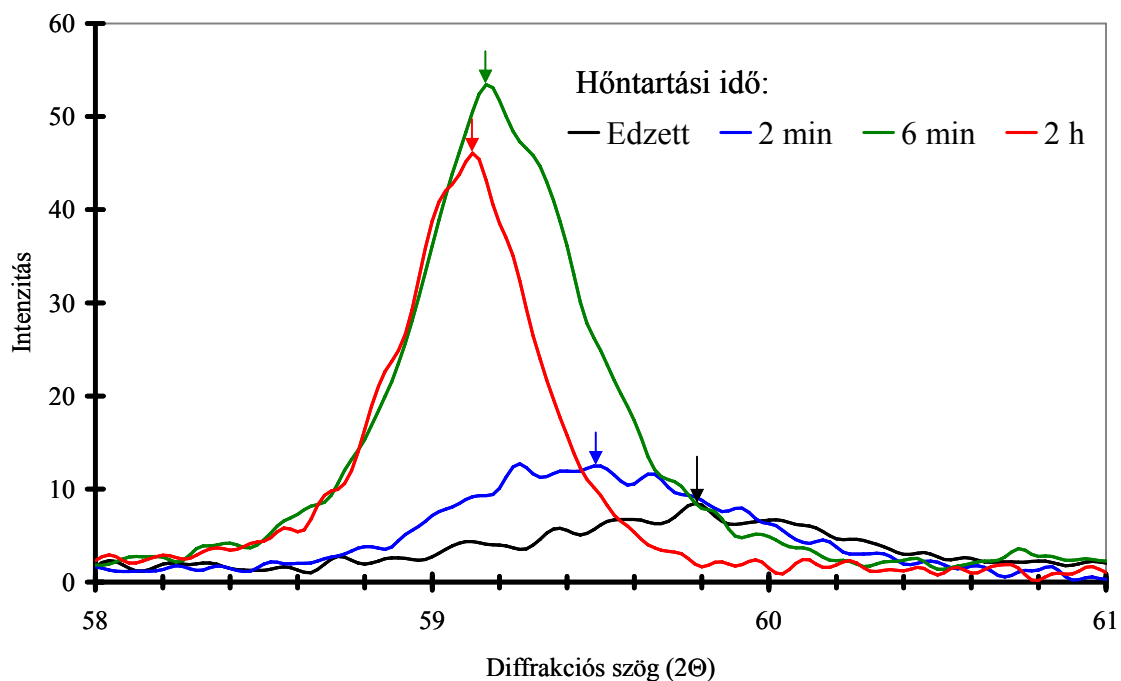
5.11 ábra

370°C-on különböző ideig ausztemperált próbák röntgendiffrakciós csúcsainak összehasonlítása

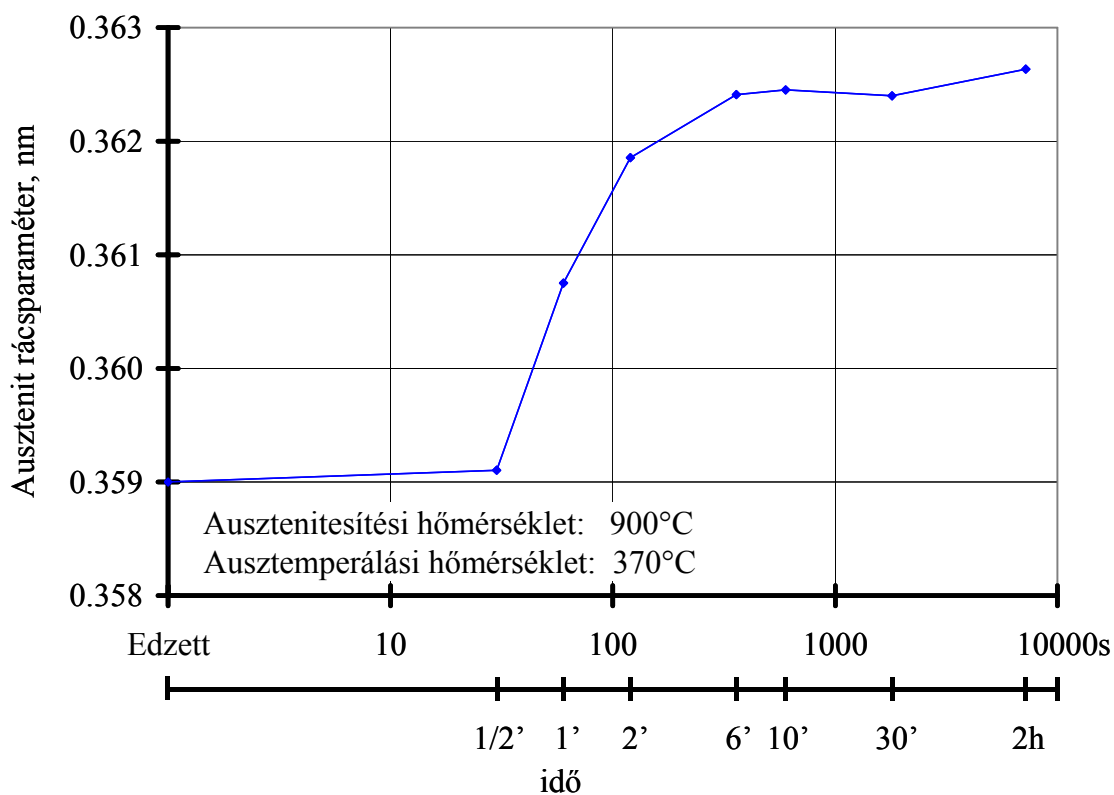


5.12 ábra

A maradék ausztenit mennyisége az ausztemperálási idő függvényében



5.13 ábra
370°C-on különböző ideig ausztemperált próbák ausztenit {200}
röntgendiffrakciós csúcsának összehasonlítása



5.14 ábra
Az ausztenit rácsparaméterének változása az ausztemperálási idő függvényében

Az ausztenit rácsparaméter meghatározásához az ausztenit {200} Miller-indexű diffrakciós csúcsát precízebb méréssel határoztam meg. Az 5.13 ábrában a különböző hőntartási időkhöz tartozó csúcsokat mutatom be, a diffrakciós csúcsot nyilakkal jelöltem. Jól látható, hogy a csúcsok a kisebb diffrakciós szögek (nagyobb síktávolságok) felé tolódtak. Az ausztenit rácsparamétere ebben az esetben a (hkl) kristálytani síksorozathoz tartozó síktávolság kétszerese. A rácsparaméterből a karbontartalmat az (3.14) egyenlet alapján becsültem. A rácsparaméterek változását a hőntartási idő függvényében az 5.14 ábra mutatja. A rácsparaméter 0,359 nm-ről (900°C-ról edzett) 0,362 nm-re (2 órás hőntartás után) nőtt.

A rácsparaméter értékből a maradék ausztenit karbontartalmára vonatkozóan megállapítottam, hogy az edzett darabnak a karbontartalma körülbelül 0,75 wt%, ami a 2 órás hőntartás során 1,7wt%-ra nőtt meg. Pontos értéket nem tudok megadni, mivel a szilícium szerepére megbízható adatot nem találtam, csupán arra vonatkozó utalást, hogy a rácsparamétert kis mértékben csökkenti. Feltűnt, hogy a csúcsok félértékszélessége a hőkezelés idővel jelentősen változik, ami a rácstorzulásból és a karbontartalom egyenlőtlen eloszlásából adódhat.

A 16 és 40 órás hőntartási idejű próbadaraboknál a maradék ausztenit kis mennyisége nem tette lehetővé a rácsparaméter meghatározását. A megfigyelt változások az ausztenit karbonban való dúsulására, majd a ferrit+karbid képződésére (2.reakció) utalnak.

A dilatométeres vizsgálatok alapján a különböző hőmérsékletű ausztenitesítés (900, 1000, 1100°C) után a 318, 385, 448°C-os ausztemperáláskor a próbadarabokat annyi ideig tartottam az izotermán, mint amikor a dilatométeres görbéken a maximum jelentkezett. Az adatokat a maradék ausztenit mennyiségével együtt az 5.2 táblázat tartalmazza. Az eredmények azt mutatják, hogy minden ausztemperálás után a maradék ausztenit mennyisége általában növekszik az ausztenitesítési hőmérséklet növekedésével. Általában a 400°C-os ausztemperálások után kaptam a legnagyobb értékeket, amelyek elérték az 50V/V%-ot is.

Ausztemperálási hőmérséklet, °C	Ausztenitesítési hőmérséklet, °C					
	900		1000		1100	
	t _{AT}	MA%	t _{AT} ;s	MA%	t _{AT} ;s	MA%
318	23 min	24,5%	23 min	41%	23 min	48%
385	40 min	35%	40 min	52%	40 min	49,5%
448	90 min	39%	90 min	41%	90 min	45%

5.2 táblázat

A maradék ausztenit tartalom az ausztenitesítés és ausztemperálási hőmérséklet

A különböző módon hőkezelt próbadarabokról fény- és elektronmikroszkópos (SEM) felvételek is készültek, amelyek az 5.MELLÉKLET-ben láthatóak. A felvételek azért készültek a viszonylag

rövidebb ideig hőntartott próbadarabokról, hogy a bainit szerkezete jól látszódjon.

5.5 A VIZSGÁLATI EREDMÉNYEK ÖSSZEFOGLALÁSA

Dilatométeres vizsgálatokkal 900°C-os ausztenitesítés után 235-550°C közötti hőmérséklettartományban meghatározott izotermás átalakulási diagram alapján arra a következtetésre jutottam, hogy az adott összetételű gömbgrafitos öntöttvasnál a bainites átalakulás körülbelül 200-500°C hőmérséklettartományban megy végbe.

A folyamatos lehűlés közben felvett dilatométeres görbék és a mágneses vizsgálatok alapján a martenzites átalakulás kezdő hőmérséklete körülbelül 180-190°C.

Az ausztenit {200} síkjának röntgendiffrakciós vizsgálata azt mutatja, hogy 900°C-os 15 percig tartó ausztenitesítés után létrejött ausztenit karbontartalma kb. 0,7wt% (A 370°C-on 2 óráig tartó izotermás kezelés után 1,7wt%-ra nőtt). A mágneses vizsgálatok alapján pedig elmondható, hogy a 15 perces ausztenitesítés során az ausztenitesítési hőmérséklet 900°C-ról 1100°C-ra történő emelése körülbelül 0,2wt% növeli meg az ausztenit karbontartalmát.

A röntgendiffrakciós vizsgálatokból arra a következtetésre jutottam, hogy a maradék ausztenit mennyisége az ausztemperálás idejének függvényében maximumos görbét ír le és bizonyos körülmények között elérheti akár az 50%-ot is.

A dilatométeres vizsgálatok szerint ausztenitesítési hőmérséklet növekedésével a folyamat elején kisebb táulás jelentkezett és az átalakulás a hosszabb idők felé tolódik el.

Az elvégzett vizsgálatok alapján megalapozottnak találtam azt —a szakirodalomban is leírt— tény, hogy a bainites átalakulás 1. és 2. reakciója (időben) különválik, azaz a 2.reakció csak akkor játszódik le, amikor az 1.reakció már befejeződött.

A dilatométeres vizsgálatoknál új jelenségként azt az anomáliát tapasztaltam, hogy az átalakulás során nemcsak táulás, hanem bizonyos körülmények között összehúzódás is jelentkezett. Ezt az anomáliát a freibergi TU Bergakademie-n végzett méréseim is megerősítették.

Ezek a vizsgálatok egyértelműen igazolták, hogy a bainites átalakulás lefolyásában három tényező játszik döntő szerepet:

- Az ausztenitesítési hőmérséklet, ami meghatározza az ausztenitesítés során kialakuló ausztenit kezdeti karbontartalmát.
- Az ausztemperálás hőmérséklete, ami arányos a túlhűléssel és meghatározza a csíráképződés és —növekedés feltételeit.
- Az ausztemperálás ideje, amely megszabja, hogy mennyire tud végbemenni az átalakulás, azaz az 1. és 2. reakció lejátszódásának mértékét.

Az ausztemperálás során kialakuló hosszváltozás modellezését az előbb említett tényezők figyelembevételével végeztem. Az ausztenitesítési hatását az

ausztenit kezdeti karbontartalmát 0,7; 0,8; és 0,9wt%-nak vettem, a röntgendiffrakciós vizsgálatok és a mágneses mérés alapján. Az ausztemperálási hőmérsékletet 350, 400, 450°C-nak vettem, mert a dilatométeres görbéken észlelhető összehúzódás figyelembevételével.

Az átalakulási folyamat lejátszódásának mértékének, azaz a bainites ferrit mennyiségét 30, 40 50 V/V%-nak vettem a maradék ausztenit mennyiségének figyelembevételével.

A számítások eredményeit az 5.6 alfejezetben ismertetem.

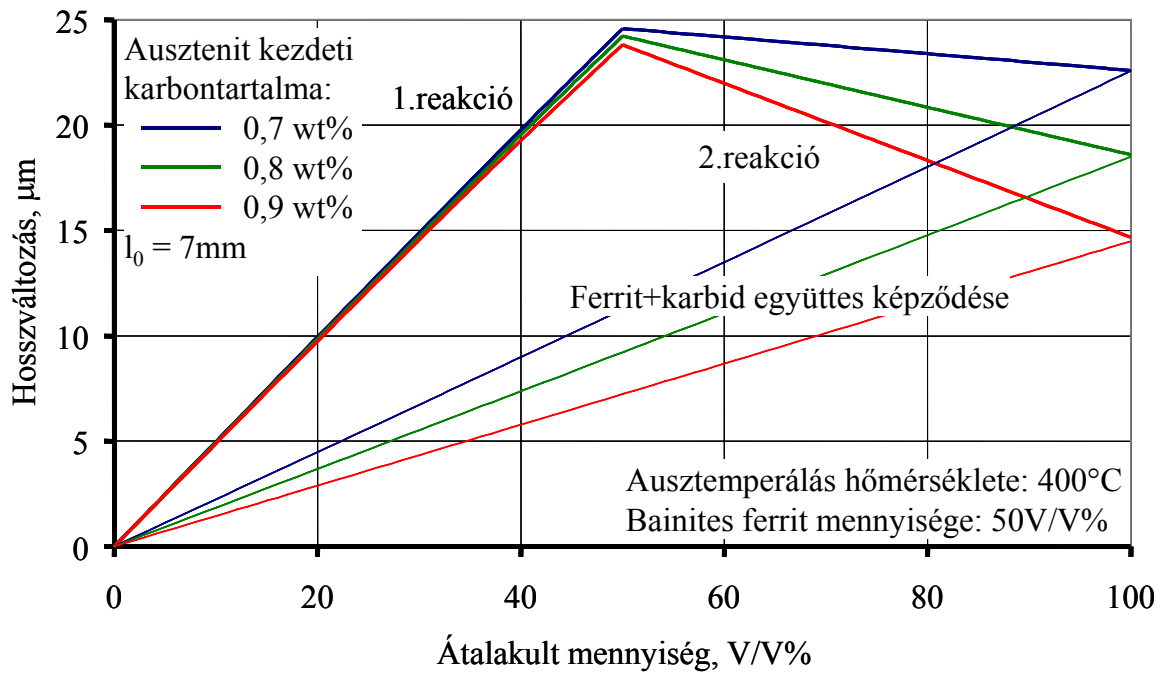
5.6 A DILATOMÉTERES SZÁMÍTÁSOK EREDMÉNYEI

A számításokat a (4.5), (4.7), (4.9), (4.12) (4.17) valamint az (4.18) egyenletekkel megadott összefüggéseket felhasználva a bemenő paramétereket (ausztenit kezdeti karbontartalma, ausztemperálási hőmérséklet, bainites ferrit mennyisége) változtattam meg. Az ausztenit, a ferrit és a cementit rácsparaméterének hőmérséklet függését illetve az ausztenit rácsparaméterének karbontartalom függését a (3.13), (3.15), illetve a (3.17a-c), és (3.18) egyenlettel vettem figyelembe. A próbadarab kiinduló méretét (l_0) 7 mm-nek vettem (a freibergi mérések alapján).

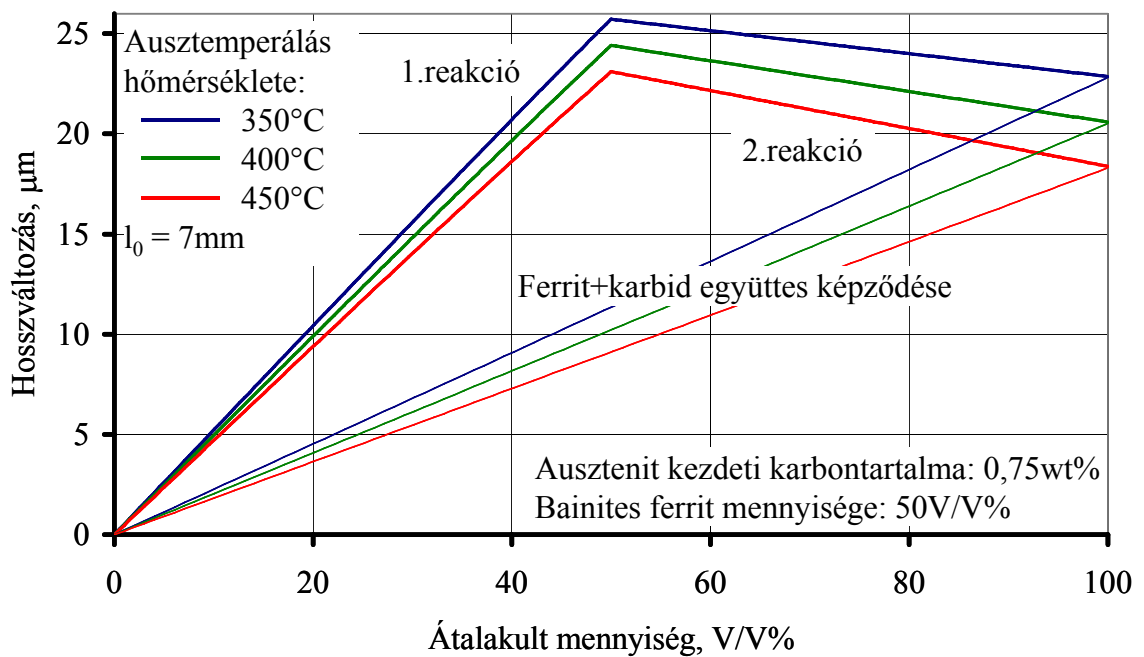
Az 5.15-5.19 ábrákban látható vastag vonalak a bainites átalakulás 1. és 2. reakciójának hosszváltozásra gyakorolt hatását jelölik, a vékony vonalak pedig a ferrit+karbid együttes képződése során kialakuló hosszváltozásokat mutatják. Jól látható, hogy az adott izotermán a ferrit+karbid együttes képződése minden esetben méretnövekedéssel jár, amely arányos az átalakult mennyiséggel. A kétféle átalakulási mód végén (100% átalakult hányadnál) természetesen ugyanazok a fázisok (ferrit+karbid) ugyanolyan arányban lesznek jelen, így a kétféle görbe a 100% átalakulásnál azonos értéket ad.

Az 5.15 ábra az ausztenit kezdeti karbontartalmának (0,7; 0,8; 0,9) a hosszváltozásra gyakorolt hatását mutatja. Jól látható, hogy a karbontartalom növekedésével az 1.reakció mindig tágulást okoz. A tágulás mértéke a karbontartalom növekedésével csökken. A számítások szerint az ausztenit karbontartalma 0,7 wt%-ról 1,38 wt%-ra, 0,8wt%-ról 1,59 wt%-ra, és 0,9 wt%-ról 1,79 wt%-ra dúsult. A 2.reakció viszont csökkenést okoz, amely a karbontartalom növekedésével nő. A számítások szerint ilyen feltételek mellett, 0,65 wt% ausztenit karbontartalomnál a 2.reakció gyakorlatilag nem okoz méretváltozást, ezt az 5.19 ábrán mutatom be.

Az 5.16 ábra az ausztemperálás hőmérsékletének hosszváltozásra gyakorolt hatását mutatja. A számítások szerint az 1.reakció az ausztemperálási hőmérséklet növekedésével csökkenő mértékű tágulást okoz. Az ausztenit karbontartalma 0,75 wt%-ról 1,485 wt%-ra nőtt. A 2.reakció okozta összehúzódás szintén nő az ausztemperálási hőmérséklet növekedésével. A számítások szerint ebben az esetben 215°C-os ausztemperálási hőmérsékletnél a 2.reakció nem jár méretváltozással, ezt az 5.19 ábrán mutatom be. A valóságban ez már alsó bainites tartományba esik, ahol a vékony vonallal jelölt méretváltozás következik be.



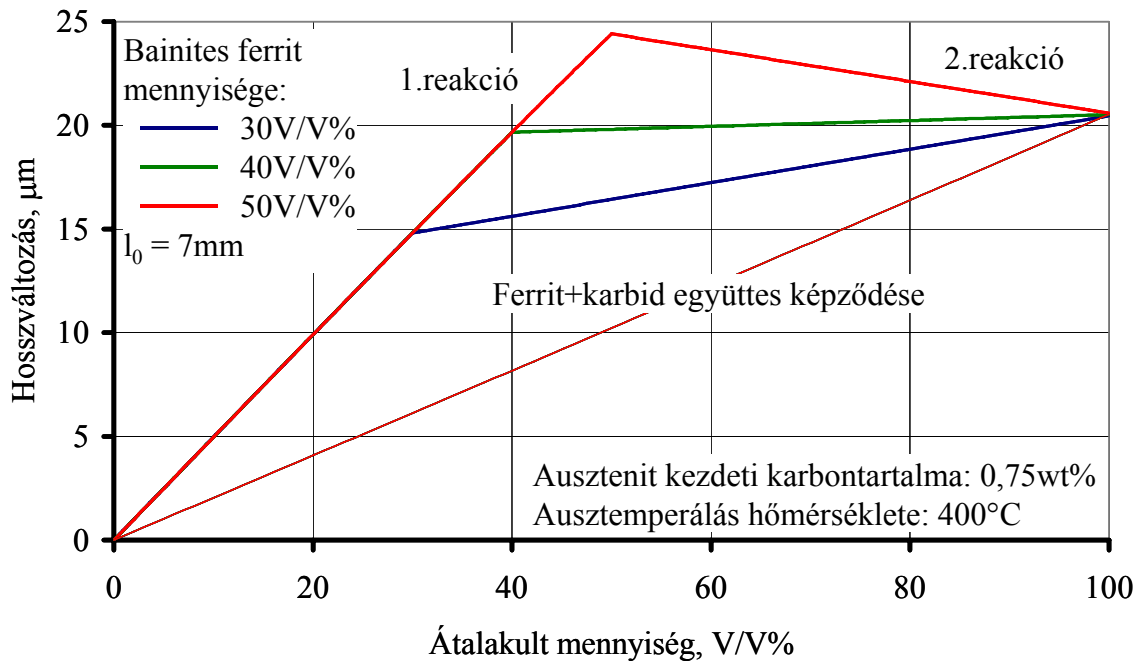
5.15 ábra
A karbontartalom hatása a méretváltozásra



5.16 ábra
Az ausztémperálás hőmérsékletének hatása a méretváltozásra

Az 5.17 ábra a bainites ferrit mennyiségének, azaz az 1.reakció lejátszódása mértékének a hosszváltozásra gyakorolt hatását mutatja. A bainites ferrit mennyiségének növekedése növekvő mértékű tágulást okoz. Az auszténit karbontartalma 0,75 wt%-ról 30 V/V% bainites ferrit keletkezésénél 1,06 wt%-ra, 40 V/V%-nál 1,24 wt%-ra, 50 V/V%-nál pedig 1,485 wt%-ra nő. A kis

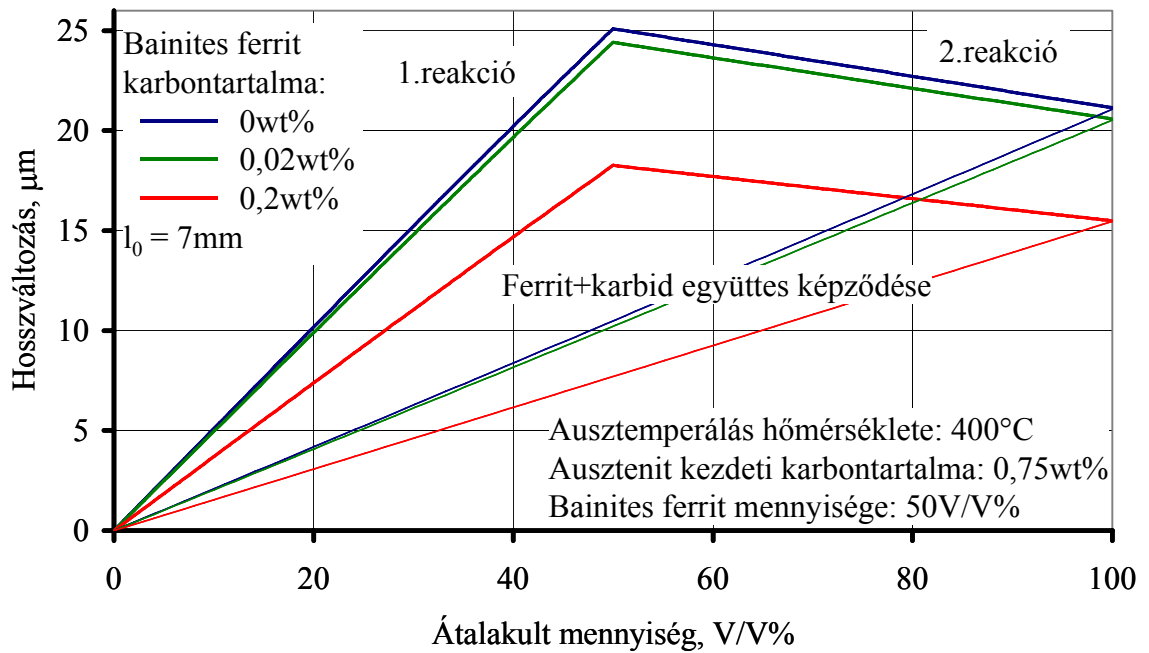
menyiségű bainites ferrit keletkezésénél (jelen esetben 30 V/V%) a 2.reakció növekedést, míg nagyobb mennyiség esetén (jelen esetben 50 V/V%) csökkenést okoz. Megadható tehát olyan bainites ferrit mennyiség, amelynél adott körülmények között (0,75 wt% kezdeti ausztenit karbontartalom és 400°C-os ausztemperálási hőmérséklet) a 2.reakció lejátszódása nem okoz méretváltozást. Ez a jelenség a számítások szerint 42V/V% bainites ferrit keletkezésénél következik be, 5.19 ábra.



5.17 ábra

A bainites ferrit mennyiségének hatása a méretváltozásra

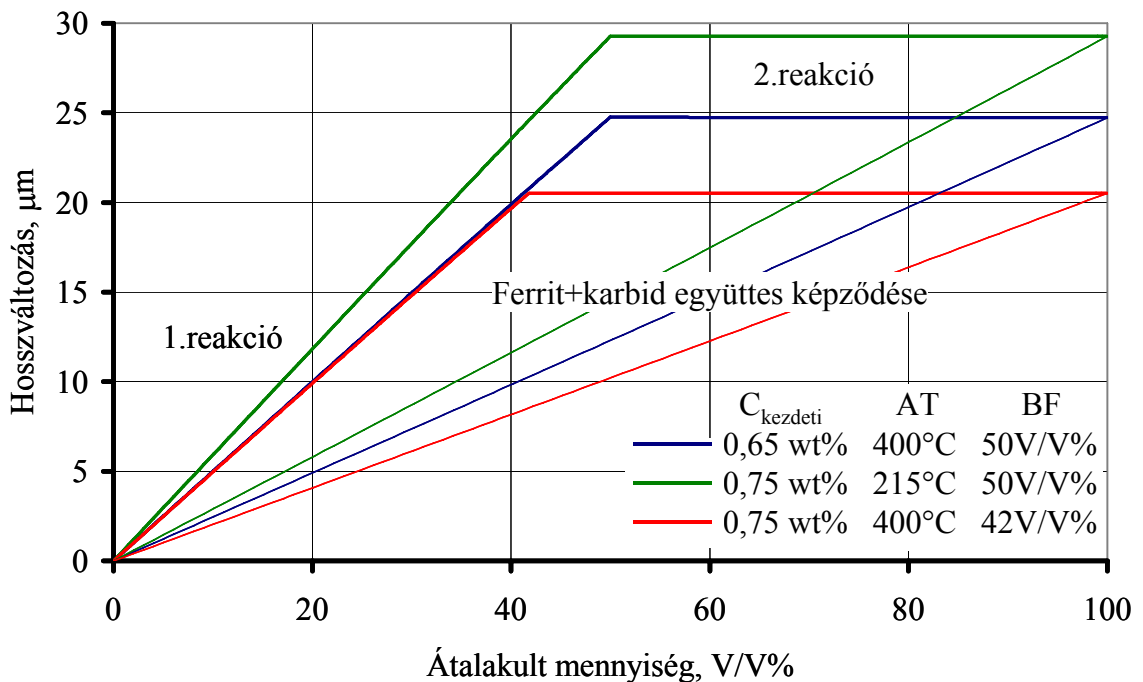
Az eddig ismertetett számítási eredményeknél a ferrit karbontartalmát 0,02 wt%-nak vettem. Az 5.18 ábra a bainites ferrit karbontartalmának a hosszváltozásra gyakorolt hatását mutatja. A számítások szerint a bainites ferrit karbontartalmának növekedése az 1.reakciónál csökkenő mértékű tágulást okoz. Ez azzal magyarázható, hogy az 1.reakció során a ferrit karbontartalmának növekedésével az ausztenit karbonban kevésbé tud dúsulni. Az 5.17 ábrán bemutatott példában, adott körülmények között (0,75 wt% kezdeti ausztenit karbontartalom, 400°C-os ausztemperálási hőmérséklet, és 50V/V% bainites ferrit keletkezésénél) a karbonmentes bainites ferrit esetében az ausztenit karbontartalma 1,51wt%-ra dúsul. A 0,02wt% karbont tartalmazó bainites ferrit esetében 1,485wt%-ra, 0,2wt% esetében pedig csak 1,3wt%-ra. A 2.reakcióra a bainites ferrit karbontartalma kevésbé van hatással, a fent említett példában mintegy 3-4 μm -nyi csökkenést okoz.



5.18 ábra

A bainites ferrit karbontartalmának hatása a méretváltozásra

Az 5.19 ábrában azokat a fent említett eseteket tüntettem fel, amelynél a 2.reakció nem jár méretváltozással. Az 1.reakció befejeződésekor kialakult méret tehát a továbbiakban nem változik, így a 2.reakció lejátszódása dilatometriával nem észlelhető.



5.19 ábra

A méret változás nélküli 2.reakció esetei

A számítások tetszés szerinti kiinduló értékre (az ausztenit kezdeti karbontartalma, az ausztemperálás hőmérséklete illetve a bainites ferrit mennyisége) elvégezhetőek. A számítások nem mondanak semmit a reakciók kinetikájáról, hogy adott hőmérsékleten a reakció időbeli lefolyására.

Természetesen a mérési adatokkal való összevetésnél figyelembe kell venni, hogy a számításoknál a ferrit rácsparamétere csak a hőmérséklettől függ, az ausztenit rácsparamétere pedig a hőmérséklettől és a karbontartalomtól is. Továbbá, hogy a 2.reakciónál csak cementitképződéssel számoltam, melynek rácselem térfogata szintén csak a hőmérséklettől függ.

A karbidképződés fontos jellegzetessége a bainites átalakulásnak. A szakirodalom alapján azt biztosan lehet tudni, hogy gömbgrafitos öntöttvasnál egyéb karbidok is keletkezhetnek (ϵ , η , χ , κ -karbid). Mivel jelenlétüket csak nehezen lehet kimutatni (transzmissziós elektronmikroszkóppal), ezért az erre vonatkozó szakirodalmak elég sok bizonytalanságot tartalmaznak. Nem is mindig ismert pontosan a sztöchiometriai képlete illetve a rácselem térfogathoz tartozó vas és karbon atomok száma. A számítások során ezeknek az adatoknak csak a feltevésekre tudtam hagyatkozni. Néhány karbidfajtára becsléseket végezve azt lehet mondani, hogy a karbidoknak kisebb a rácselem térfogata a cementithez képest és összességében több karbonatomot tartalmaznak, így a 2.reakció során hatásuk a térfogatcsökkenésre kisebb.

A fenti számításoknál az ötvözőelemek hatását nem vettem figyelembe, mivel már a legfontosabb ötvözőelemnek a szilíciumnak az ausztenit rácsparaméterére gyakorolt hatásáról sem találtam megbízható adatot. Valószínűleg mind az ausztenit, mind a ferrit rácsparaméterét csökkenti, így hatása elhanyagolható.

A számítások során feltételeztem, hogy a két részfolyamat élesen különválik. A valóságban viszont ez nem feltétlenül van így. Ha nem tisztán bainites ferrit keletkezik, hanem a folyamat elején is van valamilyen enyhe karbid kiválás, akkor az 1. és 2.reakció által okozott méretváltozások kisebbek lesznek.

A számítások kvalitatív módon jól írják le az ausztemperálás során jelentkező méretváltozásokat, és alkalmasak a jelenségek magyarázatára. Az 1.reakció, a bainites ferrit keletkezése mindenképpen térfogat növekedéssel jár. A 2.reakció, a ferrit és karbid együttes keletkezése az ausztenitesítési és ausztemperálási hőmérséklet függvényében térfogat csökkenést okozhat.

A ME Fémtan Tanszéken végzett dilatométeres vizsgálatok a változások jellegét egyértelműen megmutatják.

A Freibergben végzett méréseknél a hosszváltozást pontosan tudtam regisztrálni a teljes hőkezelési ciklus során, így a számítások eredményét és a mérések adatait össze tudtam vetni. Mind a dilatométeres vizsgálatok, mind a számítási eredmények jól mutatják, hogy az ausztemperálási hőmérséklet növekedése az 1.reakciónál csökkenő mértékű tágulást okoz. A számítások eredményei erre valamivel nagyobb értéket adnak: 400°C-on a kiindulási paraméterektől függően a tágulás a számítások alapján 22-25 μm -nek, a mérések szerint pedig 21 μm -nek adódik. Az is világosan látszik, hogy az összehúzódás

jelensége (2.reakció) mind a méréseknél, mind a számításoknál következetesen megjelenik. Ebben az esetben is nagyobb mértékű összehúzódást jeleznek a számítási eredmények: 400°C-on a kiindulási paraméterektől függően a számítások 2-8 μm -t adtak, míg a mérések során 3 μm -t állapítottam meg. A számítások még olyankor is összehúzódást mutatnak, amikor a vizsgálatok szerint a 2.reakció már tágulást okoz.

A vizsgálatok eredményei és a számítások összevetése alapján megállapítható, hogy az észlelt jelenségek valóságosak; az ausztemperálás során az ausztenitesítési illetve ausztemperálási hőmérsékletnek megfelelően különböző mértékű méretváltozások lépnek fel. A vizsgált ötvözetnél 370-490°C ausztemperálás hőmérséklettartományban a második részfolyamat térfogatcsökkenést okoz, amelyet a számítások is alátámasztottak. Ezt a jelenséget mások eddig még nem állapították meg.

6. ÖSSZEFOGLALÁS

A disszertációm 1. és 2. fejezetében áttekintettem az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvasra valamint a vasötvözetek fázisátalakulásaira vonatkozó szakirodalmat. Az ausztemperálás során a gömbgrafitos öntöttvasban a bainites átalakulás különleges módon megy végbe. A klasszikus bainittel ellentétben, ahol a ferrit és karbid egyidejűleg képződik, ebben az esetben a két folyamat külön válik. Az 1.reakcióban bainites ferrit keletkezik miközben az átalakuló ausztenit karbonban dúsul, a 2.reakcióban pedig a ferrit és karbid együttesen képződik. A gyakorlati hőkezeléseknél ezt a folyamatot már célszerű elkerülni, hogy szobahőmérsékleten ferrit és nagy karbontartalmú ausztenit legyen a szövetben, a gömbgrafit mellett.

A 3. fejezetben a dilatométeres vizsgálatokat, a dilatométeres számítások alapjait és a röntgendiffrakciót tekintem át röviden.

A 4. fejezetben az általam végzett vizsgálatokat írom le. A gömbgrafitos öntöttvas ausztemperálásakor az átalakulási folyamatot különböző vizsgálatokkal követtem nyomon: dilatométeres, termomágneses, röntgendiffrakciós, illetve fény- és elektronmikroszkópos vizsgálatok segítségével.

A dilatométeres mérések képezik vizsgálataim gerincét. Ezeket főleg a Miskolci Egyetem Fémten Tanszékén saját építésű dilatométerrel illetve ellenőrzésképpen a TU Bergakademie Freiberg Vas és- Acéltechnológiai Intézetében végeztem. Ezek a mérések azt mutatták, hogy az izotermás körülmények között felvett dilatométeres görbék a várakozásnak megfelelően tágulást mutatnak, de bizonyos hőmérséklettartományban (370-490°C) meglepő módon a görbéken összehúzódás volt megfigyelhető. A továbbiakban ezen jelenségnek a mélyrehatóbb vizsgálatával foglalkoztam, mivel mind a miskolci, mind a freibergi vizsgálatoknál következetesen megjelent.

A freibergi méréseknél 370°C-os ausztemperálás utáni hűtés során nyomon követtem a martenzites átalakulást is. Az M_s hőmérséklet csökkenése az ausztemperálási idő függvényében azt mutatta, hogy a folyamat kezdeti szakaszában (bainites ferrit keletkezésénél) az ausztenit karbonban dúsul. A hűtés során felvett dilatométeres görbéből a 260-360°C hőmérséklettartományban meghatároztam a hőtágulási együtthatókat is. A hőtágulási együttható változásából a hőtartási idő függvényében arra következtettem, hogy a folyamat elején a nagy hőtágulási együttható ($23,6 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$) még a jelentős mennyiségű ausztenit jelenléte miatt van, majd a hőtágulási együttható csökkenése a bainites ferrit növekedését és a karbid keletkezését jelzi.

A mágneses mérésekkel a különböző ausztenitesítési hőmérsékletekről történő edzés során az M_s hőmérséklet változásából a kiinduló ausztenit karbontartalmára következtettem. Az M_s hőmérséklet karbontartalomtól való függését leíró képletek alapján ez a változás (900-1100°C) kb. 0,2 wt% karbontartalom növekedésnek felel meg. Az eredmények jól mutatják, hogy az ausztenitesítés hőmérséklete hatással van az ausztenit karbontartalmára, azaz a magasabb ausztenitesítési hőmérsékleten több karbon diffundál át a gömbgrafitból az ausztenitbe. Az ausztenitesítési hőmérséklet tehát hat az ausztemperálás során az átalakulás folyamatára.

A röntgendiffrakciós vizsgálatokkal a különböző módon hőkezelt próbadarabok maradék ausztenit tartalmát, az ausztenit rácsparaméterét és ebből a karbontartalmát határoztam meg. A maradék ausztenit mennyisége az ausztemperálás hőmérsékletének függvényében maximumos görbét ír le. A maximum helye (kb. 350°C) körülbelül az alsó bainitból a felső bainitbe történő átmenetnél jelentkezik (kb. 30 V/V%). Ez a következőkkel magyarázható: amikor alsó bainit keletkezik, a karbidok a ferrittűn belül válnak ki. Bainites ferrit képződésénél (370-490°C) az ausztenit karbonban dúsul és így stabilizálódik. 490°C felett felső bainit (ferrit+karbid) képződik. A 370°C-os izotermán az ausztenit rácsparamétere a hőntartás idejével nő, amely arra utal, hogy az ausztenit a folyamat során karbonban dúsul.

Munkám során eljárást dolgoztam ki a vas-karbon ötvözetek szilárd fázisú átalakulási folyamatainak méretváltozásra gyakorolt hatásának számítására. A számításokat Microsoft Excel táblázatban végeztem. Ezeket a számításokat alkalmaztam a gömbgrafitos öntöttvas bainites átalakulására. Kiinduló adatként az ausztenit kezdeti karbontartalmát, az ausztemperálás hőmérsékletét valamint az 1.reakcióban képződő bainites ferrit mennyiségét használok fel. Az ezen adatok kombinációival végzett számításaimat mutatom be. Az ausztenit kiinduló karbontartalmát 0,7; 0,8; 0,9 wt%-nak, az ausztemperálás hőmérsékletét 350; 400; 450°C-nak illetve a 1.reakcióban keletkező bainites ferrit mennyiségét 30; 40; 50 V/V%-nak választottam.

A dilatométeres vizsgálatokkal és számításokkal sikerült a bainites átalakulás egy fontos jellegzetességére fényt deríteni. A bainites ferrit képződését követően a 2.reakció (a ferrit és karbid együttes képződése) a vizsgált ötvözetnél 370-490°C-os izotermán térfogatcsökkenést okoz. A számítások szerint az ausztemperálás hőmérsékletétől, az 1. reakció végén kialakult karbontartalomtól illetve a második részfolyamatban képződő karbidfajtájától függően az is előfordulhat, hogy a reakció lejátszódik ugyan, de ez dilatométeres vizsgálatokkal nem mutatható ki.

A számítások kvalitatív módon leírják az ausztemperálás során jelentkező méretváltozásokat, és alkalmasak a jelenségek magyarázatára.

A mérési eredmények és a feldolgozásukból nyert adatok elősegítik a gyakorlati hőkezelések jobb megvalósítását.

SUMMARY

In my dissertation I absorb the ductile iron, the ADI and the phase transformation of iron alloys of terminological literature in the 1-2 chapter. During the heat treatment of austempering the bainitic transformation of ductile iron takes place in special way. Opposite of the traditional bainitic transformation, where the ferrite and the carbide are developed similarly the reaction separated into two stages. Therefore, the bainitic ferrite in the 1st reaction meanwhile the austenite enriched in carbon simultaneously in the 2nd reaction. In the practical heat treatment this process should be avoided in order to have ferrite and enriched austenite beside the spheroidal graphite in the structure.

In the 3rd chapter the X-ray diffraction and the dilatometer investigation and the dilatometer calculation are reviewed briefly.

In the 4th chapter I describe my own measurements. I carry into the austempering of ductile iron with the help of different measurements during transformation processes the followed investigations e.g. dilatometry, thermomagnetic measurements, X-ray diffraction, and light and electron microscopy.

My measurements are mainly dilatometry measurements. These measurements are made on self-built equipment at the Department of Physical Metallurgy of University of Miskolc and at the TU Bergakademie Freiberg Institute für Eisen-und Stahltechnologie by control. These measurements show that the isothermal circumstances give changes of dilatometer curves expanded as it was expected. Therefore, in surprise at certain temperature range (370-490°C) the dilatometer curves show depression. Farther more this phenomena is studied more accurately. Since, then it appeared even the measurements in Miskolc and Freiberg certified systematically. I study martensitic transformation during cooling after austempering at 370°C in Freiberg.

The M_s temperature decreases as a function of the austempering time shows that initial phase of the process (formation of bainitic ferrite) the austenite enriching in carbide.

The dilatometer curves getting during cooling prove that between 260-360°C temperature range the thermal expansion coefficient are defined. The changes of the thermal extension refer to the formation of bainitic ferrite and carbide.

According to the thermomagnetic measurements the M_s temperature changes with the carbon content. This changes shows enrichment of austenite by 0.2 wt% (900-1100°C). Therefore austenitisation temperature influence on transformation process.

The retained austenite content, lattice parameter of austenite is defined and from this value the carbon contained is also estimated by the X-ray diffraction measurements. The retained austenite volume (30 V/V%) has maximum as the function of the austempering temperature. The place of this maximum appears the transition temperature from the lower bainite to upper bainite (ab. 350°C). It can be explained as it follows. When the lower bainite developed the carbides segregates within the bainitic needles. In formation of bainitic ferrite (370-

490°C) the austenite is enriched therefore, the austenite stabilized. Above 490°C traditional upper bainite is formed. At isothermal 370°C the austenite lattice parameter is increased holding time and the carbon content enriches.

During my dissertation work I establish a calculation method to determine the volume changes caused by the phase transformation in iron alloys. I use this calculations for the bainitic transformation of ductile iron. I apply the austenite initial carbon content (0.7; 0.8; 0.9 wt%), the austempering temperature (350, 400, 450 °C) and the bainitic ferrite volume formed by 1st reaction (30; 40; 50 V/V%) as input parameters.

The bainitic transformations are a beam of lighting of an important characteristic by the dilatometrical measurements and calculations. After the bainitic ferrite formation the 2nd reaction (the ferrite and carbide simultaneously formation) causes volume changes in case of the investigated iron alloys at the isothermal temperature range (370-490°C). According to the calculations, the austempering temperature, the carbon content at the end of the 1st stage and the type of the carbide formed at 2nd stage the second reaction can be happened but it can not be proofed by the dilatometer measurements.

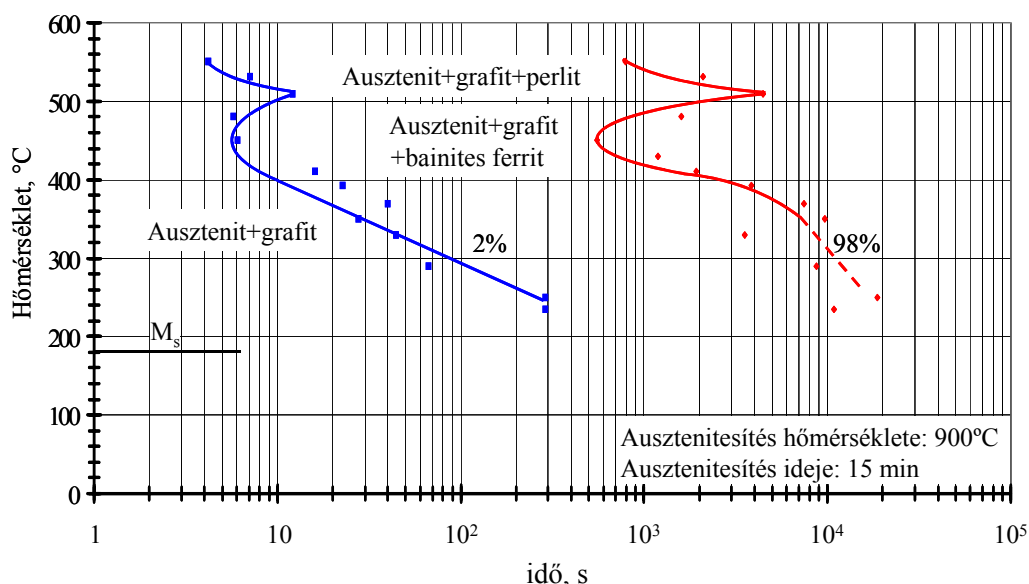
The method can calculate qualitatively the volume changes during austempering and it can explain the phenomenon.

The measurement results and the evaluation data improve the practical heat treatments.

KÖVETKEZTETÉSEK, TÉZISEK

Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas bainites átalakulásának jellegzetessége, hogy az ausztenit átalakulása két részfolyamatban megy végbe. Az első részfolyamatban bainites ferrit keletkezik és az ausztenit karbonban dúsul. Ez minden esetben térfogat növekedéssel jár. A második részfolyamatban a nagy karbontartalmú ausztenitből ferrit és karbid fázis együttesen keletkezik, amely a körülményektől függően térfogat növekedéssel és csökkenéssel egyaránt járhat.

- 1) Dilatométeres mérésekkel kimutattam, hogy:
 - a) A két részfolyamat különválasztható.
 - b) A vizsgált ötvözetnél 370-490°C ausztemperálás hőmérséklet-tartományban a második részfolyamat térfogatcsökkenést okoz, melyet eddig még nem mutattak ki az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvasban.
 - c) A 370°C-os ausztemperálás során az ausztemperálás idejének növelésekor az ezt követő hűtés során a martenzites átalakulás egyre kisebb hőmérsékletek felé tolódik el, majd el is marad.
 - d) A röntgendiffrakciós mérések szerint (a 2 órás hőkezelés után) az ausztenit karbontartalma 0,75wt%-ról 1,7wt%-ra nő és a maradék ausztenit mennyisége eléri a közel 40 V/V%-ot.
- 2) A dilatométeres görbékéből meghatároztam a 235-550°C hőmérséklet-tartományra vonatkozó izotermás átalakulási diagramot.



- 3) A dilatométeres méréseknél tapasztalt jelenségek magyarázatára számítási eljárást dolgoztam ki.

A ferrit és karbid együttes képződésénél a relatív térfogatváltozás az átalakulási térfogathányad függvényében (x) a következő egyenlettel számolható.

$$\frac{\Delta V}{V_1} = (x - x_1) \cdot \frac{k \cdot v_\alpha + \frac{2}{q} \cdot v_\Phi - \frac{k+1}{2} \cdot v_{\gamma_1}}{k \cdot v_\alpha + \frac{2}{q} \cdot v_\Phi - x \cdot \left(k \cdot v_\alpha + \frac{2}{q} \cdot v_\Phi - \frac{k+1}{2} \cdot v_{\gamma_1} \right)}$$

Az egyenletben x az átalakulási térfogathányad, azaz a két részfolyamatban keletkezett illetve keletkező fázisok térfogatának és a teljes térfogatnak a hányadosa. Az x_1 az első részfolyamatban keletkezett ferrit mennyisége. A v_α és v_Φ a második részfolyamat során keletkező ferrit és karbid rácselem térfogata. A v_{γ_1} az első részfolyamat során a karbon dúsult ausztenit rácselemének térfogata. A q tényező a karbid rácseleméhez tartozó vasatomok száma (cementitnél $q=12$). A k tényező a ferritben és a karbidban lévő vasatomok számának aránya. Ha a ferrit és a karbid ugyanazon folyamatban képződik, akkor az ausztenit átlagos karbontartalma nem változik, a folyamat során k értéke állandó marad. A második részfolyamatra jellemző k értéke a keletkező ferrit karbontartalma (atomtörtben kifejezve; χ_α), az első részfolyamatban karbonban dúsult ausztenit karbontartalma (atomtörtben kifejezve; χ_{γ_1}), valamint keletkező vaskarbidban a vas és karbonatomok aránya (m) alapján az alábbi egyenlettel számolható:

$$k = \frac{N_{\text{Fe}}^\alpha}{N_{\text{Fe}}^\Phi} = \frac{1 - (m+1) \cdot \chi_{\gamma_1}}{m} \cdot \frac{1 - \chi_\alpha}{\chi_{\gamma_1} - \chi_\alpha}$$

A mérések és számítások együttesen igazolták az ausztemperálás során a gömbgrafitos öntöttvasban végbemenő átalakulási folyamatok méretváltozásra gyakorolt hatását.

A számítások az ausztenit más átalakulási folyamatainak elemzésére is alkalmasak.

TUDOMÁNYOS KÖZLEMÉNYEK

Folyóirat publikációk

- 1 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc:
Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas bénites átalakulásának vizsgálata
Bányászati és Kohászati Lapok 135 évf. 2002. 15-19. old.
- 2 Gábor Kozsely, Ferenc Tranta:
Investigation of Bainitic Transformation of Austempered Ductile Iron
Material Science Forum Vols 414-415 (2003) pp. 253-260.

Konferencia kiadványok

- 1 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc
Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas (ADI) bainites átalakulásának vizsgálata tágulásméréssel
Doktoranduszok Fóruma 1998. Szekció kiadvány 26-31. old.
- 2 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc, Alexej V. Beljanin
Examination of Isothermal Transformation of Ductile Iron by Dilatometrie
MicroCAD '99 Konferencia kiadvány p. 199-204.
- 3 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc
Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas (ADI) bainites átalakulásának vizsgálata tágulásméréssel
Doktoranduszok Fóruma 1999. Szekció kiadvány 40-45 old.
- 4 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc
Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas bainites átalakulás okozta méretváltozás számítása.
MicroCAD 2000 Konferencia kiadvány p. 175-181.
- 5 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc:
Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas bainites átalakulásának vizsgálati lehetőségei
XIX. Hőkezelő és Anyagtudomány a Gép-gyártásban Országos Konferencia kiadványa 2000. 41-46 old.
- 6 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc:
Vasötvözetek fázisátalakulásainak dilatométeres vizsgálata és számítása
VIII. Fiatal Műszakiak Tudományos Ülésszaka
Erdélyi Múzeum Egyesület Kiadványa 2003. 247-253 old.

TUDOMÁNYOS ELŐADÁSOK

Posztterek

- 1 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc, Alexej V. Beljanin
Examination of Isothermal Transformation of Ductile Iron by Dilatometrie
MicroCAD '99 International Computer Science Conference.
23.–25. Feb. 1998. University of Miskolc
- 2 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc
Examination of Isothermal Transformation of Ductile Iron by Dilatometrie
Third International Conference on Solidification and Gravity.
Miskolc, Hungary April 26-29, 1999.
- 3 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc
A gömbgrafitos öntöttvas bainites átalakulásának vizsgálata
II. Országos Anyagtudományi Anyagvizsgálati és Anyag-informatikai
Konferencia és Kiállítás
Balatonfüred 1999. október 10-13.
- 4 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc
A gömbgrafitos öntöttvas bainites átalakulása
III. Országos Anyagtudományi Anyagvizsgálati és Anyag-informatikai
Konferencia és Kiállítás
Balatonfüred 2001. október 14-17.

Szóbeli előadások

- 1 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc
A gömbgrafitos öntöttvas bainites átalakulása
Miskolci Egyetem. Doktoranduszok Fóruma
Miskolc 1998. november 6.
- 2 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc
Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas (ADI) bainites átalakulásának
vizsgálata tágulásméréssel
Miskolci Egyetem. Doktoranduszok Fóruma
Miskolc, 1999. november 5.
- 3 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc:
Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas bainites átalakulásának
vizsgálatai lehetőségei
XIX. Hőkezelő és Anyagtudomány a Gép-gyártásban Országos
Konferencia 2000
Székesfehérvár, 2000. október 10-12.

- 4 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc:
Az ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas bainites átalakulása
Anyag és Kohómérnöki Kar Tudományos Ülésszaka
Miskolc, 2001. szeptember 11-12.
- 5 Kozsely Gábor, Tranta Ferenc:
Vasötvözetek fázisátalakulásainak dilatometéres vizsgálata és számítása
VIII. Fiatal Műszakiak Tudományos Ülésszaka
Kolozsvár, 2003. március 21-22.

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

Itt ragadom meg az alkalmat, hogy köszönetet mondjak mindazoknak, akik segítségükkel hozzájárultak disszertációm elkészítéséhez.

Őszinte tisztelettel köszönöm meg témavezetőmnek **Dr. Tranta Ferenc** egyetemi docensnek a kutatómunkám során tett számtalan hasznos észrevételét és nem utolsósorban végtelen türelmét. **Dr. Andreas Weiss**-nek, hogy lehetőséget biztosított számomra a disszertációm jelentős részét képező mérések elvégzésére illetve, hogy ezen keresztül német tudásomat csiszolhattam.

Köszönetemet szeretném kifejezni továbbá **Sólyom Jenő** tudományos munkatársnak a röntgendiffrakciós mérések kivitelezésében, a diffraktogramok kiértékelésében és értelmezésében nyújtott segítségével. **Kuzsella László** egyetemi tanársegédnek a diagramok elkészítésében és az ábrák megrajzolásában nyújtott hathatós segítségével. **Enyedi Ákos**, **Tankó György** kohómérnök kollegáknak, és **Klabán Zoltán** anyagmérnök kollegának a disszertációm elkészítése során nyújtott hasznos megjegyzéseikért. Utoljára, de nem utolsósorban **Nagy Lászlóné** és **Kovács Tamásné** technikusoknak a próbadarabok gondos előkészítéséért.

Kozsely Gábor
okl. kohómérnök

IRODALOMJEGYZÉK

- [1] Kovacs, B.V.: AFS Trans. 83, 1994. p. 417-420
- [2] Kovacs, B.V.: Gießerei-Praxis Nr.1/2, 1996, S 32-36
- [3] Okamoto, H.: Phase diagrams of Binary Iron Alloys (Monograph Series on Alloys Phase Diagrams, Vol 9) 1993
- [4] Verő J.: Az ipari vasötvözetek metallográfiája II (Vaskohászati Enciklopédia IX/2), Akadémiai Kiadó, Budapest 1964
- [5] Faragó E.: Nagyszilárdságú öntöttvasak, Műszaki Könyvkiadó, Budapest 1985
- [6] Davis, J.R.: ASM Specialty Handbook, Cast Irons, ASM International, 1999
- [7] Mullins, J.D.: Ductile Iron Data for Design Engineer, Rio Tinto Iron Titanium Inc. 1998
- [8] Millis, K.D.: The British Foundryman, 1972, p. 6-14
- [9] Millis, K.D.: Modern Casting, 1998 10. p. 41-44
- [10] Lewinsky, J.A.: Modern Casting, 1998 10. p. 48-51
- [11] Kirgin, K.H.: Modern Casting, 1998 10. p. 63-66
- [12] Kovacs, B.: AFS Trans. 99, 1991, p. 281-286
- [13] Dwyer, Z.B. – Griffin, R.D. – Bates, C.E.: AFS Trans. 104, 1996, p. 89-95
- [14] Crocker, M.: Gießerei Praxis Nr1/2, 1997, p. 19-24
- [15] Trudel, A. – Gagné, M.: Canadian Metallurgical. Quarterly 36, 1997, p. 289-298
- [16] Hayrynen, K. L.: Modern Casting, 1998 10. p. 28-30
- [17] Wolters, D.B.: BKL-Kohászat 128, 1995, 269-278. old.
- [18] Dorazil, E – Münsterova, E.: Giess-Forschung 29, 1977 4, S. 147-151
- [19] Voight, R.C. – Loper jr. C.R.: AFS Trans. 90. 1982, p. 239-255
- [20] Voight, R.C. – Loper jr. C.R.: AFS Trans. 97, 1989, p. 595-600
- [21] Lee, Y.H. – Voight, R.C.: AFS Trans. 97, 1989, p. 915-938
- [22] Gußeisen-Handbuch, Giesserrei-Verlag, Düsseldorf 1963
- [23] Röhnig, K. – Fairhurst, W.: Wärmehandlung von Gußeisen mit Kugelgraphit-ZTU-Schaubilder, Giesserrei-Verlag, Düsseldorf 1979
- [24] Varga F. – Káldor M.: BKL-Öntöde 25, 1974, 219-227, 241-245 old.
- [25] Verő J.: Az ipari vasötvözetek metallográfiája I (Vaskohászati Enciklopédia IX/1), Akadémiai Kiadó, Budapest 1960
- [26] Verhoeven, J.D.: Fundamentals of Physical Metallurgy, John Wiley & Sons, New York 1975

- [27] Sinha, A.K.: Ferrous Physical Metallurgy, Butterworths Publ., Boston 1996
- [28] Honeycombe, R.W.K. – Pickering, F.B.: Metall. Trans. 3, 1972, p. 1100-1112.
- [29] Kennon, N.F – Kaye, N.A.: Metall. Trans. 13A, 1982 p. 975-978
- [30] Óvári A.: Vaskohászati kézikönyv, Műszaki Könyvkiadó, Budapest 1985
- [31] Vettters, H.: Steel Research 67, 1996, p. 408-411
- [32] Hultgren, A.: Trans ASM 39, 1947, p. 915-1005
- [33] Hehemann, R.F. – Aaronson, H.I. – Kinsman, K.R.: Metall. Trans. 3, 1972, p. 1077-1094.
- [34] Bhadeshia, H.K.D.H.: Bainite in Steel, The University Press, Cambridge 2001
- [35] Azuma, M. – Fujita, N. – Takahashi, M. – Senuma, T – Quidort, D. – Lung, T: ISIJ Int. 45, 2005, p. 221-228
- [36] Hillert, M.: Metall. Mater. Trans. 25A, 1994, p. 1957-1966
- [37] Hillert, M.: ISIJ Int. 35, 1995, p. 1134-1140
- [38] v.d Zwaag, S. – Wang, J.: Scripta Mat. 47, 2002, p. 169-173
- [39] Hillert, M.: Scripta Mat. 47, 2002, p. 175-180
- [40] Kennon, N.F.: Metall. Trans. 9A, 1978, p. 57-66
- [41] Bhadeshia, H.K.D.H. – Edmonds, D.V.: Acta Metall. 28, 1980, p. 1265-1273
- [42] Sandvik, B.P.J.: Metall. Trans. 13A, 1982, p. 777-787
- [43] Jung, Y.C. – Ohmori, Y. – Nakai, K. – Ohtsubo, H.: ISIJ Int. 37, 1997, p. 789-796
- [44] Speer, J.G. – Edmonds, D.V. – Rizzo, F.C. – Matlock, D.K.: Solid State Mat. Sci. 8, 2004, p. 219-237
- [45] Bhadeshia, H.K.D.H. – Edmonds, D.V.: Metall. Trans. 10A, 1979, p. 895-907
- [46] Liu, S.K. – Reynolds jr. W.T. – Shiflet, G.I – Aaronson, H.I.: Metall. Trans. 16A, 1985, p. 457-466
- [47] Bhadeshia, H.K.D.H.: Mat. Sci Technol. 8, 1992, p. 985-993
- [48] Ko, T. – Cottrell, S, A: J. Iron Steel Inst. 172, 1952, p. 307-313.
- [49] Ko, T.: J. Iron Steel Inst 172, 1953, p. 16-18.
- [50] Zhao, J. – Jin, Z.: Mat. Sci Technol. 8, 1992, p. 1004-1010
- [51] Dahl W.: Eigenschaft und Anwendungen von Stählen, Druckerei Mainz, GmbH, Aachen 1993
- [52] Garcia-Mateo, C. – Caballero, F.G. – Bhadeshia, H.K.D.H.: J. Phys. IV. 112, 2003, p. 285-288

- [53] Peet, M. – Babu, S.S. – Miller, M.K. – Bhadeshia, H.K.D.H.: Scripta Mater. 50, 2004, p. 1277-1281
- [54] Garcia-Mateo, C. – Caballero, F.G.: Int. J. Mat. Res. 98, 2007, p. 137-143
- [55] Aaronson, H.I. – Wells, C.: Trans. AIME 206, 1956, p. 1216-1223
- [56] Ohmori, Y. – Jung, Y.C – Nakai, K – Shioiri, H.: Acta Mater. 49, 2001, p. 3149-3162
- [57] Kang, M. – Zhang, M-X. – Zhu, M.: Acta Mater. 54, 2006, p. 2121-2129
- [58] Rees, G.I. – Bhadeshia, H.K.D.H.: Mat. Sci Technol. 8, 1992, p. 994-1010
- [59] Austin, A.E. – Schwarz, C.M.: Proc ASTM 52, 1952, p. 592-596
- [60] Lai, G.Y.: Metall. Trans. 6A, 1975, p. 1469-1471
- [61] Huang, D.H. – Thomas, G.: Metall. Trans. 8A, 1977, p. 1661-1674
- [62] Bhadeshia, H.K.D.H.: Acta Metall. 20, 1980, p. 1103-1114
- [63] Moore, D.J – Rouns, T.N – Rundman, K.H.: AFS Trans. 94, 1986, p.255-264
- [64] Franetovic, V. – Sachdev, A.K – Ryntz, E.F.: Metallography 20, 1987, p. 15-37
- [65] Franetovic, V. – Shea, M.M. – Ryntz, E.F.: Mater. Sci. Eng. 96, 1987, p. 231-245
- [66] Sidjanin, L. – Smallman, R.E.: Mater. Sci. Technol. 8, 1992, p. 1095-1103
- [67] Sidjanin, L. – Novovic, M.: Prakt. Metallogr. 33, 1996, p. 2-16
- [68] Jack, K.H.: J. Iron Steel Inst. 169, 1951, p. 26-36
- [69] Hirotsu, Y. – Nagakura, S.: Acta Metall. 20, 1972, p. 1103-1114
- [70] Williamson, D.L. – Nakazawa, K. – Krauss, G.: Metall. Trans. 10A, 1979, p. 1351-1363
- [71] Nagakura, S. – Hirotsu, Y. – Kusunoki, M. – Suzuhi, T. – Nakamura, Y.: Metall. Trans. 14A, 1983, p. 1025-1031
- [72] Ma, C-B. – Ando, T. – Williamson, D.L. – Krauss, G.: Metall. Trans. 14A, 1983, p. 1033-1045
- [73] Nili Ahmadabadi, M. – Niyama, E. – Echigoya J.: Mater. Sci. Eng. A194, 1995, p. 87-98
- [74] Janowak, J.F. – Gundlach R.B: AFS Trans. 91, 1983, p. 377-388
- [75] Rouns, T.N. – Rundman R.B.: AFS Trans. 95, 1987, p. 851-874
- [76] Mallia, J. – Grech, M.: Mater. Sci. Technol. 13, 1997, p. 408-414
- [77] Mallia, J. – Grech, M. – Smallman, R.E.: Mater. Sci. Technol. 14, 1998, p. 452-460

- [78] Thomson, R.C. – James, J.S. – Putman, D.C.: Mater. Sci. Technol. 16, 2000, p. 1412-1419
- [79] Chang, L.C.: Metall. Mater. Trans. 34A, 2003, p. 211-217
- [80] Navara, E – Zimba, J.: Acta Met. Slovaca 10, 2004, p. 244-252
- [81] Kaleicheva, J.A.: Int. J. Microstr. Mater. Prop. 2, 2007, p. 16-23
- [82] Johansson, M: AFS Trans. 85. 1977. p. 117-122
- [83] Dodd, J.: Giesserei 65, 1978 Nr. 4, S. 73-80
- [84] Hauke, W – Hornung, K.: Härterei-techn. Mitt. 38, 1983, p. 72-77
- [85] Wolters, D.B.: BKL-Kohászat 128, 1995, 451-457. old
- [86] Kovacs B.V. – Keough, J.R.: AFS Trans. 102, 1994, p. 283-291
- [87] Kovács L.: BKL-Kohászat 128, 1995, 20-21. old.
- [88] Rundman, K.B. – Klug, R.C.: AFS Trans. 86, 1982, p. 499-508
- [89] Yescas, M.A. – Bhadeshia, H.K.D.H.: Mater. Sci. Eng. A333, 2002, p. 60-66
- [90] Peiskert, D. – Kreschel, Th.: Erstes werkstofftechnisches Seminar SUHL 2000, Innovation in der Vakuumwärmebehandlung, Suhl, 25.05.2000
- [91] Chang, L.C.: Scripta. Mater. 39, 1998, p. 35-38
- [92] Dorazil, E.: Foundry Managment and Technology 1986, p. 36-45
- [93] Boeri, R. – Weinberg, F.: AFS Trans. 97, 1989, p. 179-184
- [94] Grech, M. – Young, J.M.: AFS Trans. 98, 1990, p. 345-351
- [95] Wen, D.C. – Lei, T.S.: ISIJ Int. 39, 1999, p. 493-500
- [96] Yescas, M.A. – Bhadeshia, H.K.D.H. – MacKay, D.J.: Mater. Sci. Eng. A311, 2001, p. 162-173
- [97] Gagné, M.: AFS Trans. 93, 1985, p. 801-812
- [98] Sim, B.T. – Elliott, R.: Mater. Sci. Technol. 14, 1998, p. 89-96
- [99] Dorazil, E.: Gießerei Praxis 18, 1979, S. 355-366
- [100] Gagné, M.: AFS Trans. 92, 1984, p. 387-393
- [101] Lin, B.Y. – Chen, E.T. – Lei, T.S.: Scripta Mater. 32, 1995, p. 1363-1367
- [102] Johnson, W. – Kovacs, B.V.: Metall. Trans. 9A, 1978, p.
- [103] Kovacs, B.V.: AFS Trans. 93, 1985, p. 179-184
- [104] Buhr, R.K. – Morin, G.: AFS Trans. 97, 1989, p. 685-688
- [105] Krishnaraj, D. – Rao, K.V. – Seshan, S.: AFS Trans. 97, 1989, p. 345-350
- [106] Reed, P.A.S. – Thomson, R.C. – James, J.S. – Putman, D.C. – Lee, K.K. – Gunn, S.R.: Mater. Sci. Eng. A346, 2003, p. 273-286
- [107] Kovacs, B.V.: AFS Trans. 101, 1993, p. 37-42

- [108] Boutorabi, S.M.A.: Metall 52, 1998, p. 612-619
- [109] Věchet, S – Kohout, J. – Hanzloková, K.: Acta Met. Slovaca 10, 2004, p. 253-257
- [110] Jónás P. – Oláh L. – Szalai Gy.: BKL-Kohászat 129, 1996, 77-83. old.
- [111] Zimba, J. – Simbi, D.J. – Navara, E.: Cem. Conc. Comp. 25, 2003, p. 643-649.
- [112] Smith, J. – Brown, I. – Marcus, H.I.: AFS Trans. 88, 1980, p. 427-436
- [113] Faubert, G.P. – Moore, D.J. – Rundman, K.B.: AFS Trans. 98, 1990, p. 759-764
- [114] Dommarco, R.C. – Salvande, J.D.: Wear 254, 2003, p. 230-236
- [115] Mayr, P – Vettters, H. – Walla, J.: Giess-Forschung 38, 1986 3, S. 86-92
- [116] Hathanay, R.M.: Modern Casting, 1995 03. p. 26-30
- [117] Hayrynen, K. L – Brandenburg, K.R. – Keough, J.R.: AFS Trans. 110, 2002, p. 1-10
- [118] Cajner, F. – Mrsa, J. – Smoljan, B.: 11th Congress of the International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering/ 4th ASM Heat Treatment and Surface Engineering Conference in Europe, 19-21 Oct. 1998, Vol. 1.p. 77-86
- [119] Verő J.: Acta Technika 1961, XXIII. köt. 3-4. sz. S. 431-436
- [120] Verő J. – Trantáné Szikszai M.: BKL-Kohászat 95, 1962, 398-402. old.
- [121] Gácsi Z. – Roósz A. – Káldor M.: BKL-Kohászat 110, 1977, 77-83. old.
- [122] Tranta F. – Trantáné Szikszai M.: BKL-Kohászat 111, 1978, 542-544. old.
- [123] Tranta F.: Fémtani vizsgálatok, Tankönyvkiadó, Budapest 1988
- [124] Bhadeshia, H.K.D.H. – David, S.A. – Vitek, J.M. – Reed, R.W.: Mater. Sci. Technol. 7, 1991, p. 686-698
- [125] Garcia de Andrés, C. – Caballero, F.G – Capdevila, C. – Bhadeshia, H.K.D.H.: Scripta Mater. 39, 1998, p. 791-796
- [126] Vettters, H. – Schlisser, J.M. – Guridi J.R.: 63rd World Foundry Congress, Budapest T23, 19, p.1-4
- [127] Kop, T.A – Sietsma, S. – v.d. Zwaag, S.: J. Mater. Sci. 36, 2001, p. 519-526
- [128] Garcia de Andrés, C. – Caballero, F.G. – Capdevila, C. – Álvarez, L.F.: Mater. Char. 48, 2002, p. 101-111
- [129] Gómez, M. – Medina, F. – Caruana, G.: ISIJ Int 43, 2003, p. 1228-1237
- [130] Choi, S.: Mater. Sci. Eng. A363, 2003, p. 72-80
- [131] Lee, S-J. – Lusk, M.T. – Lee, K-Y.: Acta Mater. 55, 2007, p. 875-882

- [132] Takahashi, M. – Bhadeshia, H.K.D.H.: J. Mat. Sci. Letters 8, 1989, p. 477-478
- [133] Qui, C. – v.d. Zwaag, S.: Steel Res. 68, 1997, p. 32-36
- [134] Kozsely G. – Tranta F.: XIX. Hőkezelő és Anyagtudomány a Gépgyártásban Konferencia, 2000, 41-46 old.
- [135] Czinege I. – Sárossy Gy.: BKL-Kohászat 105, 1972, 165-169. old.
- [136] Wever, F. – Rose, A.: Atlas zur Wärmehandlung der Stähle, Verlag Stahleisen MbH, Düsseldorf 1961
- [137] Kaszanyiczki L.: BKL-Kohászat 117, 1984, 57-63. old.
- [138] Mittermeijer, E.J. – v. Gent, A. – v.d. Schaaf, P.J.: Metall. Trans.17A, 1986, p. 1441-1445
- [139] Mesplont, C – Vandeputte, S – De Cooman, B.C.: Z. Metallkd. 93, 2002, p. 1108-1118
- [140] Onink, M. – Tichelaar, F.D. – Brakman, C.M. –Mittermeijer, E.J. – v.d Zwaag, S.: Z. Metallkd. 87, 1996, p. 24-32
- [141] Reed, R.C. – Akbay, T. – Shen, Z. – Robinson, J.M. – Root, J.H.: Mater. Sci. Eng. A256, 1998, p. 152-165
- [142] Zhao, J.Z. – Mesplont, C. – De Cooman, B.C.: ISIJ Int. 41, 2001, p. 492-497
- [143] Seo, S.: HTM. 31, 1976, S. 273-276
- [144] Hawbolt, E.B. – Chau, B. – Brimacombe, J.K.: Metall. Trans.14A, 1983, p. 1803-1815
- [145] Ducoin, A. – Klein, G. – Roland, J.M.: Mem. E. Sci. Rev. Métall., 1984, p. 605-611
- [146] Hawbolt, E.B. – Chau, B. – Brimacombe, J.K.: Metall. Trans.16A, 1985, p. 565-578
- [147] Lambert, N. – Colin, R. – Economopoulos, M.: Steel Res. 58, 1987, p. 327-335
- [148] Santos, H. – Viana, F.: 11th Congress of the International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering/ 4th ASM Heat Treatment and Surface Engineering Conference in Europe, 19-21 Oct. 1998, Vol. 1. p. 121-130
- [149] Zhao, J.Z. – Mesplont, C. – De Cooman, B.C.: Z. Metallkd. 92, 2001, p. 345-350
- [150] Onink, M. – Brakman, C.M. –Tichelaar, F.D. –Mittermeijer, E.J. – v.d. Zwaag, S. –Root, J.H. – Konyer, N.B.: Scripta. Met. Mater. 29, 1993, p. 1363-1367
- [151] Li, C-M. – Sommer, F. – Mittermeijer, E.J.: Z. Metallkd. 91, 2000, p. 5-9

- [152] Li, C-M. – Sommer, F. – Mittermeijer, E.J.: Z. Metallkd. 92, 2001. p. 32-36
- [153] Liu, Y.C. – Sommer, F. – Mittermeijer, E.J.: Acta Mater. 51, 2003, p. 517-519
- [154] Zhao, J.Z. – Mesplont, C. – De Cooman, B.C.: Mater. Sci. Eng. A332, 2002, p. 110-116
- [155] Kozsely, G. – Tranta, F.: Mat. Sci. Forum 414-415, 2003, p. 253-260
- [156] Bárczy P. – Fuchs E.: Metallográfia I. Tankönyvkiadó, Budapest 1981
- [157] Prohászka J.: Bevezetés az anyagtudományba I. Nemzeti Tankönyvkiadó, Budapest 1997
- [158] Káldor M.: Fizikai metallurgia, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1990
- [159] Gerőcs I.: Szilárdtestfizikai mérések, Gyakorlati útmutató ELTE TTK 1994, 3. fejezet: Röntgendiffrakció
- [160] Ridley, N – Stuart, H. –Zwell, L.: Trans AIME 245, 1969, p. 1834-1836
- [161] Choi, S.D. – Kim, S.H. – Je, J.H. – Park, S.H.: J. Mat. Sci. Letters 21, 2002, p. 353-355
- [162] Lusk, M.T. – Wang, W. – Sun, X. – Lee, Y-K.: Minerals, Metals, Materials Society 2003, p. 311-320.
- [163] Cockett, G.H. – Davis, C.D.: J. Iron Steel Inst. 201, 1963, p. 110-115
- [164] Dyson, D. J. –Holmes, B.: J. Iron Steel Inst. 208, 1970, p. 469-474
- [165] Babu, S.S. – Bhadeshia, H.K.D.H.: Mat.Sci. Technol. 6, 1990, p. 1005-1020
- [166] Te Velthius, S.G.T. – Root, J.H. – Sietsma J. – Rekvelde, M.Th. – v.d. Zwaag, S.: Acta Mater. 46, 1998, p. 5523-5228
- [167] Li C-M. – Sommer, F. –Mittermeijer, E.J.: Mater. Sci. Eng. A325, 2002, p. 307-319
- [168] Lee, S-J. – Lee, K-Y.: Scripta. Mater. 52, 2005, p. 973-976
- [169] Leslie, W.C.: Metall. Trans. 3, 1972 p. 5-12
- [170] Babu, S.S. – Specht, E.D. – David, S.A. – Karapetrova, E. – Zschack, P. – Bhadeshia, H.K.D.H.: Metall. Mater. Trans. 36A, 2005, p. 3281-3289
- [171] Stuart, H. – Ridley, N.: J. Iron Steel Inst. 204, 1966, p. 710-717
- [172] Reed, R.C. – Root, J.H.: Scripta Mater. 38, 1998, p. 95-99
- [173] www.baehr-thermo.de/uk/produkte/html/frame-produkte.html
- [174] APX 63 Manual, TU Bergakademie Freiberg, 1993
- [175] Krielaart, G.P. –Onink, M. – Brakman, C.M. – Tichelaar, F.D. – Mittermeijer, E.J. – v.d Zwaag, S.: Z. Metallkd. 85, 1994, p. 756-765
- [176] Kozsely, G. – Tranta, F.: BKL-Kohászat 135, 2002, 15-19. old.