

Проф. Д-р І. ФЕЩЕНКО-ЧОПІВСЬКИЙ

## Новітні магнети.

Сталевий матеріал, уживаний до виробу магнетів, виказує по відповіднім намагнетизуванню спроможність затримувати стан намагнетизування та витворювати самостійне магнетне поле. Петля гістерези мусить бути у цих сталях широка.

Характеристичні прикмети магнетів ось ті: 1) високий магнетний залишок ( $B_r$ ) та 2) сила коерції ( $H_c$ ; в такому разі магнет витворювати-ме довкола себе велику кількість ліній сил та буде відпорний на відмагнетизування.

Для приблизної оцінки вартости магнета користають в практиці з окреслення:  $B_r \times H_c =$  „показчик сили магнета“, або для більше точної оцінки:  $(B, H)_{\max}$ .

Щоби сталевий матеріал міг бути постійним магнетом, треба дібрати відповідний хемічний склад сталі та пристосувати таку термічну обрібку, щоби магнет находився в стані сильних внутрішних напруг наслідком спеціального структурального укладу.

Дотеперішні способи фабрикації постійних магнетів спіралися на тому, що в ферромагнетній сталевій основі витворювали критичне (дуже дрібне!) розпорошення спеціальних карбідків.

В наслідок впровадження „чужих“ атомів в твердий розчин ферромагнетної основи змінюються перш усього механічні властивости; натомість сила коерції та ступінь намагнетизування майже не змінюються. Натомість, коли в ферромагнетній основі викликати ультрадрібне (критичне або підкритичне) розпорошення чужої фази (карбіди!), тоді в наслідок витворених в простірній сітці еластичних напруг росте сила коерції а проникливість обнижується. Ці зміни проявляються в певнім ступні пропорціонально до скількості „чужого“ структурального складника, а магнетний залишок і сила коерції будуть тим більші, чим більший ступінь розпорошення.

Знаємо три ферромагнетні первні: залізо ( $B_r=13000$  гауссів і  $H_c=1$  ерстед), нікель ( $B_r=3500$  гауссів і  $H_c$  яких 7 ерстедів)



та кобальт ( $B_r=3100$  гаусів і  $H_c =$  яких 12 ерстедів). Впровадженням в залізо карбідотворчих первнів (W, Mo, Cr) та збільшенням вмісту вугля до 0,8—1,2% можна викликати дорогою термічного обробітку оптимальний стан розпорошення карбідів, а тим самим розширити петлю гістерези і піднести силу коерції до якогось максимум. На цій дорозі вдалося досягнути ось такі вартости:

	$B_r \cdot 10^{-3}$	$H_c$	$(BH)_{\max} \cdot 10^{-3}$
для вуглевої сталі (ок. 1,0% C) . . .	7,75	52	200
” хромової ” (ок. 1,0% C і 1,5—3% Cr) . . . . .	10,25	59	250
” вольфрамової сталі (ок. 0,75% C, 5—6% W, 1% Cr) . . . . .	10,50	62	285
” кобальтової I сталі (ок. 1,0% C, 5—6% Cr, 5—6% Co) . . . . .	9,4	92	390
” кобальтової II сталі (ок. 1,0% C, 8—11% Cr, 8—11% Co + +1,0—1,5% Mo) . . . . .	8,25	152	600
” кобальтової III сталі (ок. 1,0% C, 9—12% Cr, 15—17% Co + +1,0—1,5% Mo) . . . . .	8,5	188	700
” кобальтової IV сталі (ок. 0,6% C, 5—6% W, 2 25% Cr, 35% Co + +4,5% Mo) . . . . .	8,5	225	900
” „коерцита“ Крупна (ок. 1,1% C, 3,5% Mn, 4,8% Cr, 36% Co + +1,5% Mo) . . . . .	9,75	250	925

Від 1931 р. почато розшуки стопів, спосібних до магнетного твердіння дорогою „виділювання“, це є стопів, що по швидкім остигненню (по загартуванню) представляють однородний твердий ферромагнетний розчин ( $\alpha$ ), а по наступнім відгартуванню показують розпорошення „чужої“ фази (частійше — хемічної сполуки) в стадії підкритичного розпорошення. В наслідок такої термічної обрібки стоп стає твердий, а магнетний залишок і сила коерції сильно ростуть.

У тієї ділянці відомі досліди W. Köstera,<sup>1)</sup> I. Kato, опісля Masumoto і Shirakawa — усі три співробітники японського професора К. Honda.<sup>2)</sup> Цєю дорогою вдалося їм витворити стоп

<sup>1)</sup> Stahl und Eisen 1933, № 3, ст. 849.

<sup>2)</sup> Metallwirts. haft 1934, ст. 425 (праця К. Honda).



„KS“ (15—36% Co + 10—25% Ni + 8—25% Ti + певний % Al), що по загартуванню та наступнім відгартуванню виказав  $B_r=6350-7600$  гауссів та  $H_c=920-790$  ерстедів; опісля многократно досліджували стопи „МК“, зглядно „Mishimu“ о вмісті 10—40% Ni + + 1—20% Al з залізною основою, а російські дослідники Мескін та Сомін<sup>1)</sup> найшли „optimum“ магнетних властивостей при 25,7% Ni і при 12,5—17,6% Al.

Спільно з інж. Малькевичом та інж. Ч. Стохом перепроводили ми 1937 р. досліді сталій з 0,04% С, ок. 0,18% Mn, ок. 0,35% Si, 24,8—25,4% Ni + змінний вміст Al, а саме 9,6, 10,9, 12,5, 13,6, 16,5, 17,5% Al. Прібки (120 штук з кожного витоупу) довгі 100 *mm* мали перекрої 6 × 25 *mm*, 8 × 18, 12 × 25, 16 × 18 і 20 × 20 *mm*.

Магнетний залишок та силу коерції означувано апаратом Bosch'a системи Hartmann-Braun; прібки магнесовано електромагнетом в полі 2000—2500 ерстедів.

Ми осягнули такі висліди:

1. Найкращий вміст Al при сталому вмісті ок. 25% Ni був в межах 13,5—14,5%.

2. В стані відливу, необробленого термічно, виносив магнетний залишок при меншому вмісті Al (9,6%) яких 7000 гауссів та яких 250—150 ерстедів; „optimum“ сили коерції (380—280 ерстедів) виказав стоп з вмістом 13,5% Al при залишку 6,500—5,200 гауссів.

3. Найбільшу силу коерції і найбільший залишок виказували тонкі проби. Так нпр. для стопу з 25,9% Ni і 13,5% Al для сирих відливів виказали:

проба	6 × 25 <i>mm</i>	6500 гауссів ( $B_r$ ) та 380 ерстедів ( $H_c$ )
„	8 × 18 „	6200 „ „ „ 340 „ „
„	12 × 25 „	5650 „ „ „ 305 „ „
„	16 × 18 „	5200 „ „ „ 290 „ „
„	20 × 20 „	6250 „ „ „ 280 „ „

4. Проби з тим самим вмістом що під 3., остуджувані на повітря від 1100° виказали:

проба	завгрубшки 12 <i>mm</i>	6050 гауссів ( $B_r$ ) та 380 ерстедів ( $H_c$ )
„	„ 16 „	5800 „ „ „ 370 „ „
„	„ 20 „	6900 „ „ „ 355 „ „

5. Проби гартовані в воді від температури 1100° виказували кождоразово менше як 1000 гауссів ( $B_r$ ) та дуже малу силу коерції.

<sup>1)</sup> Archiv für das Eisenhüttenwesen 1934/1935 ст. 315.



Для менших вмістів Al (9,6 і 10,9%) дають проби гартовані у воді від 1100° та відгартуванні в 500° добре „optimum“.

Стоп з 9,6% Al, охолоджений на повітря, виказав 6300 гауссів  $B_r$  та 260 ерстедів  $H_c$ ; натомість по загартуванню від 1100° у воді та відгартуванню протягом одної години в 500° виказав 6500 гауссів  $B_r$  та 350 ерстедів  $H_c$ .

Стоп з 10,9% Al охолоджений на повітря виказав 6200 гауссів  $B_r$  та 340 ерстедів  $H_c$ ; гартування від 1100° та відгартування протягом одної години в 500° виказало лише незначне поліпшення 6400 гауссів  $B_r$  та 345 ерстедів  $H_c$ .

Стоп з 13,5% Al, що по охолодженню на повітря виказав 6050 гауссів  $B_r$  та 380 ерстедів  $H_c$ , по загартуванню у воді від 1100° та відгартуванню протягом двох годин в 700° виказав 6750 гауссів  $B_r$  та 235 ерстедів  $H_c$ ; коротке відгартування (15—30 минут) виказало 7250 гауссів  $B_r$  та 200 ерстедів  $H_c$ .

На основі повищих дослідів ствердили ми що найбільшу силу коерції можемо досягнути, коли відлив з 25% Ni, 13,5% Al та рештою заліза охолодити від 1100° на повітря.

В дальших дослідях досліджували ми спільно з д-р Л. Козловським стопи заліза з 28% Ni та 10—12% Al з домішкою 1,2 і 3% Ti, згл. 2% Mo.

Ціль цих дослідів була викликати процес „виділювання“ та вихіснувати його в найбільше промислово корисний спосіб.

Перші чотири витопи мали ось-який вміст:

Витоп	C	Mn	Si	Ni	Al	Ti	Mo
1.	0,05%	0,15%	0,45%	27,16%	12,03%	—	—
2.	0,05%	0,22%	0,38%	28,36%	10,35%	0,98%	—
3.	0,05%	0,25%	0,22%	27,92%	9,79%	2,16%	—
4.	0,06%	0,16%	0,24%	28,31%	10,87%	—	2,05%

Магнетні властивості в стані сирих відливів були ось-такі:

Стоп	Проба 3 $cm^2$		Проба 2 $cm^2$		Проба 1 $cm^2$	
	$B_r$ гауссів	$H_c$ ерстедів	$B_r$ гауссів	$H_c$ ерстедів	$B_r$ гауссів	$H_c$ ерстедів
1.	4800	225	4850	250	5600	295
2.	5600	200	5750	225	5750	275
3.	5200	245	5350	220	4750	185
4.	1200	75	2109	115	4200	200



Вислід стверджує наші попередні висновки; швидкість охолодження пристосована в цих дослідах була замала. Тому-то ми зробили висновок, що проби треба додатково гартувати від вищих температур, а опісля відгартувувати.

Ці самі проби гартовані в олійній купелі від температури 1100° до 1300° виказали:

	1100°		1150°		1200°		1250°		1300°	
	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$
1.	6500	245	6200	255	6200	240	6350	200	6200	215
2.	6500	305	6550	305	6600	305	6750	315	6850	300
3.	6000	230	6200	240	6350	250	6500	250	6700	235
4.	3900	200	4200	225	4500	240	4550	245	4600	230

Проби, гартовані в олію від 1250°, виказали залежно від перекрою:

	Проба 3 $cm^2$		Проба 2 $cm^2$		Проба 1 $cm^2$	
	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$
1.	6500	200	6500	200	7750	155
2.	6750	315	6850	300	7000	275
3.	6500	250	6400	200	6100	125
4.	4450	245	4750	245	6000	285

Проби, гартовані на повітря від 1250°, виказали залежно від перекрою:

	Проба 3 $cm^2$		Проба 2 $cm^2$		Проба 1 $cm^2$	
	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$
1.	5000	280	5000	300	5350	300
2.	5000	280	5000	300	5350	300
3.	3800	245	3500	240	3800	250
4.	3100	155	3250	160	4500	225

Вплив часу і температури відгартування на магнетні властивості ступу „3“ представлено нижче (проби були загартвані у воді від 1250°).



## Відгартовано в температурі:

	600°		650°		700°	
	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$
По загартуванню:	3100	13	3100	13	3100	13
По відгартуванню:						
протягом $\frac{1}{2}$ години	6000	100	6900	150	6650	325
"    1    "	6500	100	7200	200	6750	320
"    2 години	6750	100	7250	240	7000	290
"    4    "	7000	125	6750	310	6750	290

Подібний перебіг змін магнетних властивостей спостережено і в інших витоїв.

Вплив часу відгартування проб о перекрою  $3 \text{ см}^2$ , загартованих в олійній купелі від  $1250^\circ$  та відгартованих в  $650^\circ$ , ось-такій:

Стоп	По загартуванню		По відгартуванню в $650^\circ$ протягом							
			$\frac{1}{2}$ години		1 години		2 годин		4 годин	
	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$
1.	6500	200	6600	230	6650	250	6400	235	6100	200
2.	6750	315	6800	360	6950	375	<b>7200 380</b>		7300	310
3.	6500	250	6750	325	6850	325	6900	325	6900	325
4.	4450	245	4700	245	4850	250	5100	270	5700	250

Те саме по загартуванні у воді:

Стоп	По загартуванню		По відгартуванню в $650^\circ$ протягом							
			$\frac{1}{2}$ години		1 години		2 годин		4 годин	
	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$	$B_r$	$H_c$
1.	5000	35	6600	130	6550	225	6300	240	7150	210
2.	6500	70	7400	140	8650	190	8100	225	7900	290
3.	3100	12	6900	150	7100	200	7200	240	7000	290
4.	6400	250	7000	280	7200	290	7400	280	7450	245

З наведених послідов робимо ось-такі висновки:

1. Додаток титану (Ti) до стопу  $25\%$  Ni +  $10-14\%$  Al по застосуванню подвійного термічного обробітку т. зн. гартування в олійній купелі від  $1250^\circ$  та опісля відгартування в  $650^\circ$  протягом 1—2 годин дозволяє викликати процес „виділювання“ між-



металічної фази з відмінною простірною сіткою, а тимсамим досягнути збільшений магнетний залишок та збільшену силу коерції.

2. Додаток малої кількості молібдену (Mo), випробуваної нами (2%), не поліпшає ефекту.

3. Провірено, що зложений подвійний термічний обробіток для промислових цілей можна замінити охолодженням на повітря, та що шукані магнетні властивості (магнетну проникливість і коерційну силу) можна дістати безпосереднім охолодженням на повітрі.

4. Приймаємо вслід за висновками А. J. Bradley'а і А. Taylor'а,<sup>1)</sup> що стопи Fe—Ni—Al в границях досліджуваних вмістів (25% Ni + 10 - 14% Al з додатком Ti і Mo) так по

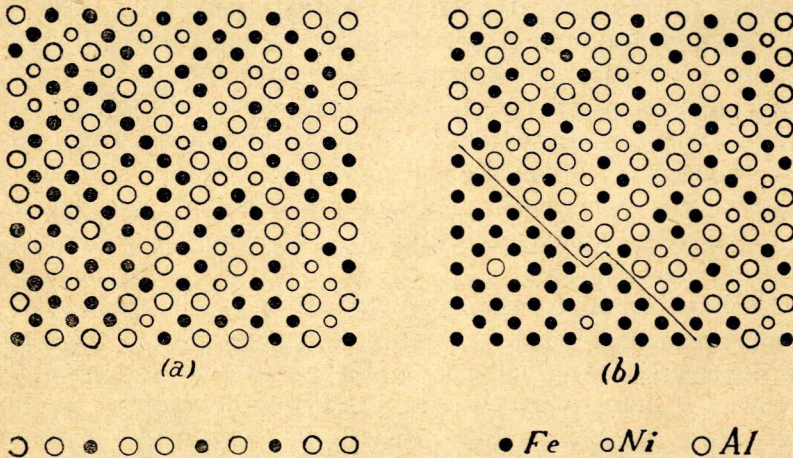


Рисунок після гіпотези А. Bradley'а і А. Taylor'а.

загартуванню, як і по загартуванню та наступнім відгартуванню складаються з простірнцентрованого уложення атомів (це фаза „а“). В першому разі в це простірн сітка, що в ній чужі атоми уложені після відповідного закону (а); в другому

разі т. зв. по уміркованім відгартуванню остає та сама простірн сітка (суперструктура!), але чужі атоми розміщені без

<sup>1)</sup> „Magnetism“ — Physics in Industry. London — видання інституту „The Institute of Physics“ 1938 ст. 95.



належного упорядкування (*b*). Дальше посунене відгартування веде до занепаду „суперструктури“, себто до уконституування нової простірної сітки, переважно о плоско-сцентрованім укладі (*c*).

Суперструктура без належного упорядкування чужих атомів веде до магнетного твердіння т. з. до збільшення магнетної провикливости та коерційної сили; кожне виділення чужих фаз, а з окрема – кожна коагуляція чужих фаз погіршає магнетні властивости, а вже спеціально чутлива на це коерційна сила.

Стан рівноваги в стопах, що мають змінну розпускаємість для стопового складника, розпущеного в надмірній скількості, добуваємо повільним охолодженням. Гартування задержує будову однородного твердого розтвору, де чужі атоми уложені в простірній сітці після певного закона. Попереднє остигання, приміром на повір'ю, або додаткове відгартування спричинює заколот в упорядкованій передше симетрично суперструктурі, чого рентгенографія не відкриває; це зможуть викрити лиш чутливі магнетні методи. Натомість випадання чужої фази, т. зн. закінчення структуральних трансформацій можуть викрити не лиш рентгенографія, але також і менше чутливі методи дослідів мехавічних властивостей (як пр. окреслення твердоти, тягучости, крихкості).

Таким робом гіпотеза А. J. Bradley'а і А. Taylor'а (пор. долучений рисунок) помогла не лиш до зрозуміння істоти магнетних явищ, але також до зрозуміння таємничих пертурбацій, що заходять у простірній сітці твердих многоскладових розчинів в моментах, які попереджують факт виділення чужої фази з відмінною кристалографією власної простірної сітки.<sup>1)</sup>

Жовтень, 1938.



<sup>1)</sup> З літератури відомо, що існують подібні стопи з незалізною основою, а саме: 1. Magnetoflex, стоп 60% Cu + 20% Fe + 20% Ni з  $B_r = 6000$  гауссів і  $H_c = 400$  ерседів (гл. Zeitschrift für Metallkunde 1937 ст. 173/85). 2. Стоп Köster'а: 78% Cu + 12% Al + 10% Mn з  $B_r = 7000$  гауссів і  $H_c = 300$  ерседів (гл. Zeitschrift für Metallkunde 1938 ст. 286).