

11768
669.018
Л55

Б. Г. Лившиц



ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНЫЕ СПЛАВЫ

Металлургиздат

1945

155

Профессор Б. Г. ЛИВШИЦ
доктор технических наук

У

669.018
Л55

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА БССР

3 ИЮН 1957

ДЕП

ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНЫЕ СПЛАВЫ

+

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА БССР

46059

155, 96, 06

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА БССР

МИНСКАЯ ОБЛАСТЬ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА БССР
А. С.
Инд.



ГОСУДАРСТВЕННОЕ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО
ЛИТЕРАТУРЫ ПО ЧЕРНОЙ И ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ
Москва 1945

АННОТАЦИЯ

В книге описано современное состояние высококоэрцитивных сплавов по отечественным и заграничным данным. Многие из них являются результатом экспериментальной работы автора.

Приведены основные данные по влиянию элементов, входящих в сплавы, на их магнитные свойства. Найденные зависимости использованы при рассмотрении конкретных сплавов, на которых остановилась отечественная и заграничная практика.

Приведено исследование термообработки и описаны ее принципиальные основы в связи с диаграммой состояния Fe-Ni-Al-сплавов и структурой сплавов в их метастабильных состояниях.

Даны примеры производственного освоения сплавов и результаты статистического обследования магнитных свойств в условиях массового выпуска.

Книга предназначена для металлургов, практиков и исследователей, соприкасающихся с высококоэрцитивными сплавами — их изготовлением и применением в аппарато- и приборостроении, а также для физиков, магнитологов и металлургов, занимающихся вопросами структурных превращений и физических свойств сплавов.

ВВЕДЕНИЕ

В 1932 г. в литературе появились сведения об открытии нового сплава для постоянных магнитов [1]. Этот сплав, в основном состоящий из железа, никеля и алюминия, обладал, на первый взгляд, необычайными магнитными свойствами.

Сплав, по всем данным того времени, был лишен способности коваться и обрабатываться резанием; его магнитные свойства получались непосредственно после литья, и термическая обработка для получения их была излишней, если не считать последующего отпуска на 700°, который повышает устойчивость стали против структурного старения. Из дальнейшего описания будет видно, что получение нужных технических свойств непосредственно в литье является только одним частным случаем и что, как правило, все магниты должны подвергаться термической обработке. В настоящее время имеется ряд сплавов, обрабатываемых резанием. Однако до сих пор нет ни одной разновидности этого сплава, обладающего технической ковкостью. Все магниты из железо-никель-алюминиевых сплавов являются стальными фасонными отливками.

Единственная заметка, опубликованная в 1932 г. [1], быстро была подхвачена международной технической литературой [2, 3]. Объясняется это тем, что указанные автором [1] свойства означали технический переворот в области производства постоянных магнитов. По данным автора, предложенный им сплав содержит 10—40% Ni и 5—20% Al (остальное — железо) и обладает остаточной индукцией 7500—11000 гаусс при коэрцитивной силе 200—700 эрстед. Столь высокие свойства выгодно отличают эти сплавы от высококобальтовых сталей с 30—40% Co как в отношении магнитной энергии, так и в отношении стоимости. Правда, значения свойств (главным образом, остаточной индукции), приведенные в литературе [4], преувеличены, тем не менее сравнение свойств кобальтовой стали со свойствами, реально получаемыми на Fe-Ni-Al-сплаве, говорит в пользу последнего:

Сплавы	Гаусс B_r	Эрстед H_c	$(B-H)_{\max}$
Fe-Ni-Al-	6000—6300	500—550	1 250 000
36% Co - сталь	8500—9500	220—250	950 000

Из приведенного сопоставления видно, что Fe-Ni-Al-сплав обладает на 30% большей энергией, чем кобальтовая сталь (на еди-

ницу объема), при стоимости одного килограмма в три-три с половиной раза меньшей.

Почти одновременно с Fe-Ni-Al-сплавами появились и другие более дешевые, чем высококобальтовая сталь, ее заменители, лишь незначительно уступающие ей по своим свойствам. Речь идет о дисперсионно твердеющих сплавах Fe-W-Co и Fe-Mo-Co [5], а также Fe-Mo [6].

В СССР сплавы Fe-Mo были подробно исследованы, причем была найдена термообработка [7], обеспечивающая еще более высокие свойства, чем получавшиеся в работе американцев. Тем не менее как в СССР, так и за границей техническое изучение этих сплавов было прекращено, и магнитное металловедение пошло по линии изучения и реализации Ni-Al-сталей. В настоящее время вся новая аппаратура и мелкие электрические машины почти исключительно сконструированы на базе применения Ni-Al-сталей.

Совершенно ясно, что указанные в заметке [1] пределы содержания никеля и алюминия, а также запатентованные ими концентрации улучшающих добавок (до 10% Mn, до 5% Cr, до 40% Co, до 8% W и др.) не дают никаких представлений о реальных практических составах этих сплавов. Решению этого первого и основного вопроса были посвящены многочисленные последующие наши и зарубежные работы.

По первоначальным литературным данным, наилучшей считается сталь с 25% Ni и 10% Al. В работе Меськин, Сомин и Марголин [8] также указывают на то, что сталь этого состава является наилучшей. Однако, как показывают последующие работы Меськина с сотрудниками и других авторов, эта сталь отнюдь не является наилучшей. В частности, неточный вывод Меськина, Сомин и Марголина [8] мог явиться следствием того, что авторы при измерении намагничивали образцы в недостаточно интенсивном магнитном поле (всего только 600 эрстед).

В первой (1933 г.) опубликованной в СССР работе Займовского и Лившица [9] указывалось, что содержание алюминия должно превосходить 10%, причем рекомендовалось применение сплавов с 15—17% Al и 23—27% Ni. Указанные в этой работе пределы концентраций нужно считать первым приближением к практическим составам. Полученные авторами результаты еще далеко не достаточны; коэрцитивная сила едва достигает 400—420 эрстед. Остаточная индукция не могла быть измерена; высказывается ошибочный взгляд на влияние углерода, который до известных пределов признается полезной (1) примесью; о роли термообработки приобретены только первые смутные представления, хотя уже было сформулировано, что за повышение коэрцитивной силы ответственно дисперсионное твердение сплавов.

Позднее (1935 г.) стало понятным, что наилучшей обработкой является охлаждение сплава от высокой температуры (из однофазной области) с критической скоростью, которая должна быть тем меньше, чем выше содержание алюминия. Эта обработка может быть совмещена с литьем, если скорость охлаждения затвердевшей отливки регулируется в соответствии с ее составом.

Возможность получить сравнительно высокую коэрцитивную силу при медленном охлаждении на сплавах с 15—17% Al по существу и обусловила мнение Займовского и Лившица [9] о необходимости высокой концентрации алюминия в описываемых сплавах, которые отливались в песочные формы и медленно в них охлаждались. Следующим шагом в изучении Fe-Ni-Al-сплавов явились работы этих же авторов конца 1934 г. [10] и начала 1935 г. [11] и работа В. С. Меськина и Б. Е. Сомина [15].

В работах Займовского и Лившица приводится исследование 38 сплавов с содержаниями от 9 до 18% Al и от 20 до 30% Ni. Этим самым был охвачен весь интервал практических концентраций. К сожалению, сопоставление полученных данных и обсуждение влияния никеля и алюминия на свойства затруднено тем обстоятельством, что содержание углерода в этих плавках колебалось в широких пределах — от 0,04 до 0,47%. Все же анализ экспериментальных данных позволил авторам сделать следующие существенные выводы.

Прежде всего были указаны реально получающиеся магнитные свойства, правильность которых подтвердилась всеми последующими исследованиями. Далее, в этой работе, вопреки предыдущей [9], отрицается необходимость введения углерода, причем какие-либо определенные указания на его вредное влияние все же отсутствуют. Наиболее существенным результатом этих работ является определение типа термообработки, обеспечивающего получение наилучших магнитных свойств.

На основе собственных работ и исследований Кестера [13, 12], построившего к тому времени диаграмму состояния Fe-Ni-Al-системы, авторы еще раз убеждаются в том мнении, что высокая коэрцитивная сила этих сплавов является следствием дисперсионного твердения. Однако это дисперсионное твердение в данном случае имеет своеобразный, аномальный характер. Путем полного переохлаждения (закалки) твердого раствора и последующего его отпуска коэрцитивная сила, аналогично твердости, может быть значительно повышена, так же как и в других ферромагнитных α -сплавах. Получающийся максимум коэрцитивной силы все же почти в два раза ниже того наибольшего значения, которое получается после нагрева до температуры закалки и последующего охлаждения до комнатной температуры с определенной скоростью, зависящей от состава сплава. Этот факт, несомненно известный заграничным экспериментаторам, не был ни разу затронут в технической иностранной литературе вплоть до 1939 г., т. е. до появления работы Беттериджа [14].

Работы вышеуказанных авторов [11, 10] обладали тем существенным недостатком, что остаточная индукция измерялась лишь в небольшом числе случаев и сопоставление отдельных составов было исключено, так как судить о магнитной энергии сплава только по его коэрцитивной силе, конечно, невозможно.

Одновременно с одной из этих работ [11] появилась работа Меськина и Сомина [15], которые исследовали 9 сплавов с 21—26% Ni и 12,4—19,2% Al. Сплавы, исследованные в работе этих

авторов, содержали меньшие количества углерода, колебавшегося по концентрации, в основном, от 0,03 до 0,13%. Однако влияние его не было выяснено. Это привело авторов к неверному выводу; они пишут: «Углерод ухудшает магнитные свойства железо-никель-алюминиевых сплавов далеко не в такой сильной степени, как полагали раньше. Все же содержание углерода в этих сплавах должно быть взято минимальным и во всяком случае не выше 0,15—0,20%». Как было установлено впоследствии, содержание углерода в технических сплавах не должно превышать 0,06%.

В этой работе остаточная индукция, так же как и коэрцитивная сила, была измерена на всех образцах, что позволило сделать более полные выводы. В основном было рассмотрено влияние толщины отливки на получающиеся магнитные свойства непосредственно после литья. Толщиной отливки определялась скорость охлаждения затвердевшего образца. Это дополняло данные указанных выше работ [11, 10], в которых скорость охлаждения варьировалась при следовавшей за литьем термообработке.

Меськин и Сомин пришли к следующему выводу: применение термообработки нецелесообразно; для каждого изделия должны быть подобраны состав и толщина отливки таким образом, чтобы после затвердевания охлаждение шло с критической скоростью. По мнению авторов, термообработка дает худшие свойства, чем отливка, проведенная в рациональных условиях. Это, однако, противоречит данным вышеуказанных работ [11, 10], в которых показана полная воспроизводимость и обратимость магнитных свойств при термообработке. Меськин и Сомин получили приблизительно те же свойства, что и предыдущие авторы, и рекомендовали интервалы концентраций: 12—18% Al и 22—25% Ni. В их работе, так же как и в работах других авторов, более определенных указаний на наилучший состав не имеется, так как он тесно связан с размерами и конфигурацией изделия.

В этих работах [11, 10, 15] была ясно сформулирована зависимость закаливаемости сплава (переохлаждаемости твердого раствора) от содержания алюминия. Было установлено, что переохлаждаемость растет вместе с концентрацией алюминия.

1936 год — это год усиленного внедрения новых сплавов в производство магнето, динамических репродукторов, измерительных приборов и т. д. как в СССР, так и за границей.

В 1936 г. уже имеет место массовый выпуск динамического репродуктора с постоянными магнитами, и далее появляются новые типы приборов с магнитами из Ni-Al-стали.

Исследовательская работа, начиная с 1936 г., идет по двум путям: 1) исследование присадок, улучшающих Ni-Al-сталь, и внедрение четверных сталей и 2) исследование и уточнение состава и технологии тройных Fe-Ni-Al-сплавов. В заграничной литературе с 1936 до конца 1939 г. не появилось ни одной работы, имеющей техническое значение.

В 1936/37 г. были выполнены две работы [16, 17], в которых были исследованы Ni-Al-стали с высоким содержанием никеля (28—32%), при низком (10—12%) содержании алюминия. В этих рабо-

тах было показано, что от повышения содержания никеля, при постоянном содержании алюминия, резко возрастает коэрцитивная сила и падает остаточная индукция. Было показано также, что исследованные сплавы с низкой закаливаемостью обеспечивают значительно большее постоянство свойств в производстве, чем сплавы с высокой закаливаемостью (с повышенным содержанием алюминия), исследованные ранее. Объясняется это тем, что магнитные свойства высокоалюминиевых сплавов значительно резче реагируют на изменение скорости охлаждения и колебания состава, нежели свойства сплавов с низким содержанием алюминия. В результате подробного изучения термообработки стали 28—11 (28% Ni и 11% Al) она была внедрена в производство. Впервые также были найдены условия отжига и резания этой стали [18]. Это относится ко всей серии низкоалюминиевых сталей. Особое место занимает сплав, содержащий наибольшее количество никеля (32%) при 12% Al, обладающий очень высокой коэрцитивной силой при пониженной остаточной индукции. По данным Лившица и Грингауза [17], такие свойства получаются при закалке этого сплава в масле с последующим отпуском. В том же 1937 г. Катзераль (Англия) заявил патент (США—2096670) на точно такой же сплав с 32% Ni и 12% Al, содержащий титан. Количество последнего не указано; его назначение — повысить закаливаемость сплава. Сведения об этом патенте появились лишь в 1938 г. А. Линлей (Darwins Ltd) также запатентовал (Е. Р. 446894) сплавы с 32% Ni и 12% Al, содержащие кремний и титан. Назначением этих двух элементов является повышение закаливаемости сплава и, тем самым, получение удовлетворительных магнитных свойств на отливках больших сечений. Более подробно этот вопрос рассматривается ниже.

Дальнейшим шагом в изучении тройных Ni-Al-сталей явилась работа Лившица и Ковалёва [28], исследовавших композиции как с низким содержанием алюминия (8—12%), так и низким содержанием никеля (15—21%). На этих сплавах удалось получить высокую остаточную индукцию (7500—8000 гауссов) при пониженной коэрцитивной силе (230—270 эрстед). Такие стали бывают нужны для замены высококобальтовой стали типа К. S. без изменения размеров магнита и всей конструкции прибора или аппарата в целом. В этой работе было показано, что никель понижает закаливаемость сплава, и, кроме того, еще раз была подтверждена зависимость остаточной индукции и коэрцитивной силы от содержания никеля при постоянной концентрации алюминия.

Итак, в 1938 г. были сформулированы закономерности изменения магнитных свойств и закаливаемости сплавов из трех компонентов (Fe, Ni и Al) в зависимости от состава этих сплавов. Было найдено, что при повышении концентрации как никеля, так и алюминия повышается коэрцитивная сила и снижается остаточная индукция, причем никель в этом направлении действует значительно резче, чем алюминий. В отношении закаливаемости никель и алюминий действуют различно; при повышении концентрации никеля критическая скорость охлаждения при термообработке

повышается; наоборот, при увеличении содержания алюминия — понижается.

К этому времени были исследованы сплавы разнообразных составов в области концентраций, имеющей практическое значение. Напрашивалась мысль обобщить весь накопленный материал и нанести на концентрационный треугольник линии постоянных значений для магнитных свойств и термических параметров (критической скорости охлаждения и температуры закалки сплава). Однако осуществление этого замысла наталкивалось на значительные затруднения. Сравнение магнитных свойств различных сплавов возможно лишь в тех случаях, когда имеется полная уверенность в том, что сплав находится в отношении его магнитной энергии, в оптимальном состоянии. О магнитной энергии сплава в данном случае, как будет видно из дальнейшего, можно с исчерпывающей полнотой судить по произведению значений остаточной индукции и коэрцитивной силы. Для того чтобы найти это оптимальное состояние различных сплавов (и приведения, тем самым, их в структурно идентичное состояние), нужно их термически обработать по определенному стандарту. Эта стандартная обработка должна заключаться в нагреве до определенной температуры (выше критической) и охлаждении до комнатной температуры с различными скоростями. Последующие измерения свойств должны дать зависимость B_r , H_c и $B_r \times H_c$ от скорости охлаждения. Остаточная индукция, коэрцитивная сила и скорость охлаждения, соответствующие максимальному ($B_r \times H_c$), так же как и само это произведение, должны быть сопоставлены в зависимости от концентрации сплавов. Однако это сопоставление возможно лишь при том условии, что все образцы, подвергнутые стандартной термообработке, имеют одни и те же размеры. С первых же шагов исследования этих сплавов было замечено, что на образцах большого сечения получают худшие свойства, нежели при малом сечении образца. Это объясняется большой чувствительностью этих сталей к скорости охлаждения. Добиваясь критической скорости охлаждения в середине образца, мы неизбежно вынуждены считаться с тем, что поверхность его охлаждается излишне быстро; критическое охлаждение поверхности приводит к излишне медленному охлаждению середины образца.

Рассмотрение литературных данных, приведенных выше, показывает, что почти все они получены не в идентичных условиях. Исследованные образцы имеют квадратное, круглое и прямоугольное сечение; длина образца сплошь и рядом не указана, в то время как отношение объема к поверхности образца при его охлаждении имеет первостепенное значение. В работе Займовского и Лившица [11], охватывающей наибольшее количество составов, как уже говорилось, концентрация углерода слишком колеблется. Оптимальная обработка взята по наибольшей коэрцитивной силе, а не по произведению $B_r \times H_c$, причем дается неправильное заключение о совпадении по скорости охлаждения максимальных значений B_r и H_c . Они, наоборот, почти во всех случаях лежат при различных скоростях охлаждения. Скорости охлаждения экс-

периментально не определены ни в одной из работ. Значительным неудобством для сопоставления является несистематическое колебание концентрации никеля и алюминия в сплавах, описанных в этих работах. Это не позволяет сгруппировать исследованные составы в группы, в каждой из которых какой-либо из компонентов (никель и алюминий) оставался бы постоянным, меняясь от группы к группе.

Более поздние работы [16, 17, 19] характерны большей стандартностью выполнения в отношении размеров образцов и условий их термообработки. Однако охватываемые этими работами составы не дают достаточного многообразия для обобщений. В силу этого потребовалось дополнительное изготовление сплавов недостающих составов и их исследование в стандартных условиях, описанных в этих работах [16, 17, 19]. Эти новые данные не были опубликованы. Ниже приводится обобщенное рассмотрение свойств трехкомпонентных сплавов Fe-Ni-Al-системы.

Одновременно с изучением тройных Fe-Ni-Al-сплавов изучалось также влияние других элементов, введенных в состав Ni-Al-стали, как-то: кобальта, меди, титана, ванадия, молибдена.

В 1934 г. известный ученый К. Гонда опубликовал [20] исследование сплава, который наряду с железом содержит 15—30% Co; 10—25% Ni; 8—25% Ti. По данным Гонда, этот сплав обладает индукцией в 6300—7600 гаусс при коэрцитивной силе 780—920 эрстед.

Первой работой, в которой был проанализирован вопрос о влиянии кобальта, введенного в состав Ni-Al-стали, была работа Займовского и Денисова [21]. Авторы считают наилучшим составом: 20—22% Ni; 9—12% Al; 5—10% Co. Введение кобальта и снижение концентраций никеля и алюминия позволяет повысить на 15—20% остаточную индукцию Ni-Al-стали, при сохранении высокой коэрцитивной силы. Другими словами, авторы идут по пути легирования сталей с пониженным содержанием никеля и алюминия, которые, как уже упоминалось, имеют высокую остаточную индукцию при низкой коэрцитивной силе. При введении в них кобальта остаточная индукция не снижается, а коэрцитивная сила растет. Таким образом, роль кобальта в этих сплавах такова же, что и в кобальтовых сталях, закаливаемых на мартенсит [22].

Сколь ни очевидно благотворное влияние кобальта, применение Ni-Co-Al-сталей ограничивается рядом технико-экономических факторов. В 1936—1938 гг. ведется изучение влияния других элементов, хозяйственно более приемлемых, на свойства Ni-Al-сталей. В 1937 г. была закончена работа Лившица и Чудновской [23], в которой было показано, что влияние меди сказывается в некотором повышении остаточной индукции (значительно меньшем все же, нежели при введении кобальта) и в увеличении постоянства получающихся свойств при производственном выпуске магнитов. Это наиболее существенное качество медистой стали было еще раз подтверждено в работе, опубликованной нами позднее [18]. Один из сплавов, рекомендованных авторами [23], а именно: 22% Ni; 14,5% Al и 6% Cu был внедрен на заводе АТЭ-1 в конце 1937 г. Изготовление магнитов этого состава для динамического

репродуктора улучшило качество продукции и привело к более экономному расходованию никеля.

В вышедшей позднее работе Займовского, Денисова и Волькенштейна [24] было рассмотрено влияние меди, молибдена, вольфрама, ванадия и титана. Что касается влияния меди, то здесь авторы подтвердили вывод предыдущей работы [23] относительно возможности повышения остаточной индукции. Влияние вольфрама и особенно молибдена было признано вредным. В отношении ванадия и титана было показано, что они способствуют повышению коэрцитивной силы и закаливаемости твердого раствора. Никаких более определенных выводов по влиянию последних двух элементов авторы не сделали. К сожалению, не была исследована наиболее интересная область концентраций титана, до 1% и ниже (авторы исследовали присадки от 3 до 9% Ti). По аналогии со сталями аустенитного класса (типа 18—8) мы были вправе ожидать и для Ni-Al-сталей, что введение небольших количеств титана парализует вредное влияние неизбежно присутствующего, хотя бы и в незначительной концентрации, углерода. Частично этот пробел был восполнен работой Фещенко-Чоповского [25], выполненной в 1938 г., в которой было показано полезное действие малых количеств титана [до 2%] на свойства стали типа 28—11 (28% Ni и 11% Al), хотя эта работа и не рассматривает данный вопрос систематически.

Неизученность влияния малых количеств карбидообразующих элементов на свойства Ni-Al-стали объяснялась в значительной мере отсутствием надежных представлений о том, в какой мере и до каких минимальных концентраций вреден углерод. Лишь в конце 1939 г. этот вопрос был с достаточной полнотой освещен Беттериджем [14], показавшим, что наиболее значительное падение магнитной энергии сплава имеет место при введении в его состав до 0,1% C. В связи с этим автор рекомендует присадку 0,3% Ti.

Как было уже указано, влияние кобальта заключается в повышении коэрцитивной силы сталей с низким содержанием никеля и алюминия, обладающих высокой остаточной индукцией. С другой стороны, присадка меди повышает остаточную индукцию. Естественным был интерес к изучению совместного влияния кобальта и меди на магнитные свойства Ni-Al-стали. Исследование этого вопроса было произведено автором совместно с Л. Е. Конторовичем [26] в 1937 г.¹ Этот путь совместного легирования кобальтом и медью привел к ожидавшимся результатам. Были получены пятерные Fe-Ni-Al-Co-Cu-сплавы с высокой остаточной индукцией и высокой коэрцитивной силой (например, $B_r = 7500$ гаусс при $H_c = 565$ эрстед для образца $12 \times 12 \times 60$ мм).

Итак, суммируя результаты отечественных исследований, можно указать на определенные этапы в развитии новых высококоэрцитивных сплавов: 1) изучение влияния никеля и алюминия в тройных Fe-Ni-Al-сплавах и изготовление сталей с различным со-

¹ Извлечение из этой работы было опубликовано [26] через два года после ее окончания.

отношением этих компонентов; 2), исследование влияния меди и кобальта на магнитные свойства и изготовление четверных сталей никель-алюминий-медистых и никель-алюминий-кобальтовых и 3) изучение совместного влияния меди и кобальта и изготовление пятерных композиций Fe-Ni-Al-Co-Cu-сплавов.

В конце 1939 г. в Англии появилась уже упоминавшаяся работа Беттериджа [14], в которой автор приводит результаты исследования, выполненного совершенно в том же плане, что и наши работы. Автор исследует термообработку тройных сплавов при различных концентрациях никеля и алюминия в связи с получающимися магнитными свойствами. Затем исследуется легирование медию, кобальтом и совместное легирование этими двумя металлами. Ниже будет дана более подробная ссылка на работу Беттериджа. Это тем более необходимо, так как данные этого автора расходятся с данными, полученными нами. Беттеридж не ссылается ни на одну из русских работ, опубликованных до появления в печати его статьи¹.

Наряду с указанными работами, направленными, в основном, на изучение технических свойств сплавов и подбор наилучших составов и термических обработок, с момента появления новых сплавов и до последнего времени ведется непрерывная работа по выяснению и уточнению диаграмм состояния, структуры и кинетики структурных превращений при термообработке этих сплавов. Этому вопросу посвящена специальная глава.

Работы Келселла, Бозорта и Дилинжера, [66], произведенные этими авторами над сплавами с высокой магнитной проницаемостью, показали возможность значительного ее повышения путем наложения магнитного поля на ферромагнетик в процессе его термообработки.

Воспроизведение этих экспериментов над высококоэрцитивным сплавом (с 12% Co) позволило Оливеру и Шеддену [67] заметно повысить остаточную индукцию при сохранении прежней коэрцитивной силы. Эти возможности были значительно расширены и доведены до технического осуществления Кайзером [68] уже в военное время. При этом Кайзер разработал новые сплавы с 24% Co. В Германии² данные Кайзера использованы на заводе Круппа, в Голландии — на заводе Филипса [69].

В СССР аналогичные сплавы разработаны и выпускаются проф. А. С. Займовским, а также на некоторых заводах, под названием «магнико».

Ниже приводятся более подробные данные по заграничным опубликованным работам. Из них видно, что на этих сплавах можно получить $H_c = 550-600$ эрстед и $B_r = 12\ 000-13\ 000$ гаусс.

¹ Эта недостаточная информированность Беттериджа поражает тем более, что в 1 л. журнала Института стали и железа за 1939 г. (Лондон), где помещена работа Беттериджа, прореферированы три работы автора по Ni-Al-сталлям.

² Немцы воспользовались данными англичанина Кайзера, как пишет он сам [68], захватив соответствующие архивы при оккупации Голландии.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ИДУЩИЕ ПРИ НАГРЕВЕ И ОХЛАЖДЕНИИ Fe-Ni-Al-СПЛАВОВ

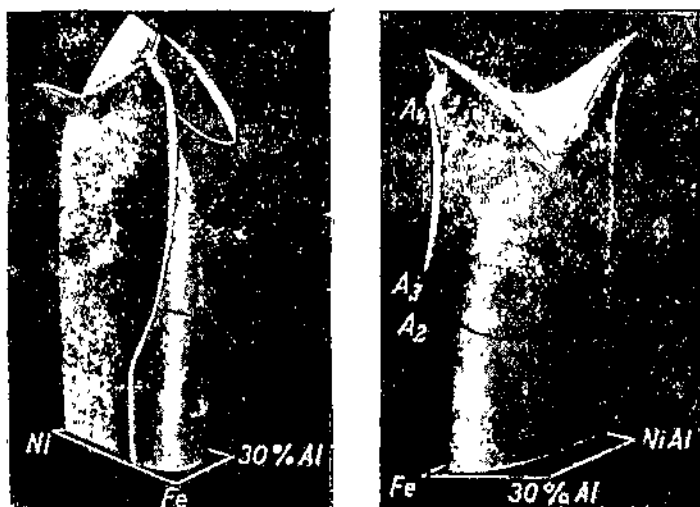
А. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ

При рассмотрении структурных превращений, имеющих место при отливке и последующей термообработке, обычно следует базироваться на диаграмме состояния. Эта диаграмма, характеризующая предельный случай, а именно наиболее стабильное состояние того или иного сплава, указывает на то направление, по которому идет развитие структурных превращений при термообработке сплавов. Путем термообработки, специально предпринимаемой или совмещенной с процессом отливки, мы сообщаем Fe-Ni-Al-сплавам ту нестабильную структуру, которая обуславливает их технические свойства, прежде всего высокую коэрцитивную силу.

Диаграмма состояния Fe-Ni-Al-системы изучалась в работах Кестера [12], Бредли и Тейлора [29] и Сьюити Киути [40]. В первой из этих работ имеется попытка построения всей диаграммы как для жидких, так и твердых состояний; в рентгеновской работе Бредли и Тейлора даны лишь структуры стабильных фаз при низких температурах. Взаимодействие равновесных фаз при нагреве в этой работе не изучалось. Результаты этих двух работ столь различны, что сопоставление их необходимо.

На фиг. 1 изображена диаграмма состояния Fe-Ni-Al-системы, исследованной Кестером в пределах концентраций 100% Fe; 100% Ni; 30% Al. Внутри конструкции, приведенной на фиг. 1, заключены гетерогенные состояния сплавов; между нею и плоскостями, ограничивающими диаграмму (на фигуре не показаны), находятся гомогенные области твердых растворов. Соединение NiAl (объемно-центрированный куб) [30], содержащее 31,6% Al, согласно Кестеру, образует непрерывный ряд твердых растворов с α -железом, и таким образом в исследованной области концентраций в качестве твердых фаз имеются только α - и γ -растворы. Последние имеют решетку гранцентрированного куба. Перитектическое равновесие (жидкая фаза + твердый раствор- α = твердый раствор- γ) в системе железо-никель [31] постепенно переходит в эвтектическое равновесие (жидкая фаза = твердый раствор- α + твердый раствор- γ) в системе никель-алюминий [32]; при этом переходе на поверхности ликвидус образуется впадина, соответствующая температурному минимуму. Температура начала плавления, начиная с 1526° (железный угол), понижается по мере увеличения концентрации алюминия и никеля. Однако при повышении

концентрации никеля это понижение температуры плавления все более замедляется и, наконец, приостанавливается, так как соединение NiAl имеет очень высокую температуру плавления (1642°). Из точки NiAl вследствие этого исходит крутой спуск (по направлению к железному углу), который сливается с поверхностью плавления для сплавов, богатых железом, образуя вместе с ней в области 60—75% Fe и 25—10% Ni седлообразную поверхность.



Фиг. 1. Диаграмма состояния железо-никель-алюминиевой системы (Кестер)

Верхняя часть диаграммы, соответствующая затвердеванию сплавов, построена Кестером при помощи термического анализа и данных микрорасследования. Благодаря очень узкому интервалу между линиями ликвидус и солидус для подавляющего числа сплавов, термическим анализом можно было отметить только одну точку затвердевания, через которую автор проводил как линию начала, так и конца затвердевания. Это обстоятельство должно было, конечно, затруднить интерпретацию экспериментальных данных. Еще менее надежным нужно признать в данном случае метод исследования микроструктуры литых сплавов. Fe-Ni-Al-сплавы характерны тем, что диффузия в них идет исключительно вяло и, как будет показано нами далее, структура литого сплава ни в коем случае не является равновесной, что является результатом дендритной ликвации. Особенно при высоких содержаниях алюминия, способствующего переохлаждаемости сплавов, структура последних делается весьма невыразительной. Кестеру, например, приходится по окраске зерен, кажущихся микроскопически однородными, предполагать о наличии в них γ -фазы. В ряде случаев

эвтектический или перитектический характер структуры определяется по аналогии со структурами, обнаруженными в других системах, как, например, кобальт-хром, железо-никель и т. д.

Все это заставляет признать, что верхняя часть диаграммы Кестера, относящаяся к процессу затвердевания сплавов, представляет собой только первый набросок, крайне необходимый нам для практической работы, пользуясь которым можно судить о температуре плавления того или другого сплава.

Нанося Fe-Ni-Al-диаграмму, автор пользуется методом аналогии при сочленении двух бинарных систем и указывает на то, что пространственная диаграмма должна быть такой же, как в системе Fe-Ni-Cr.

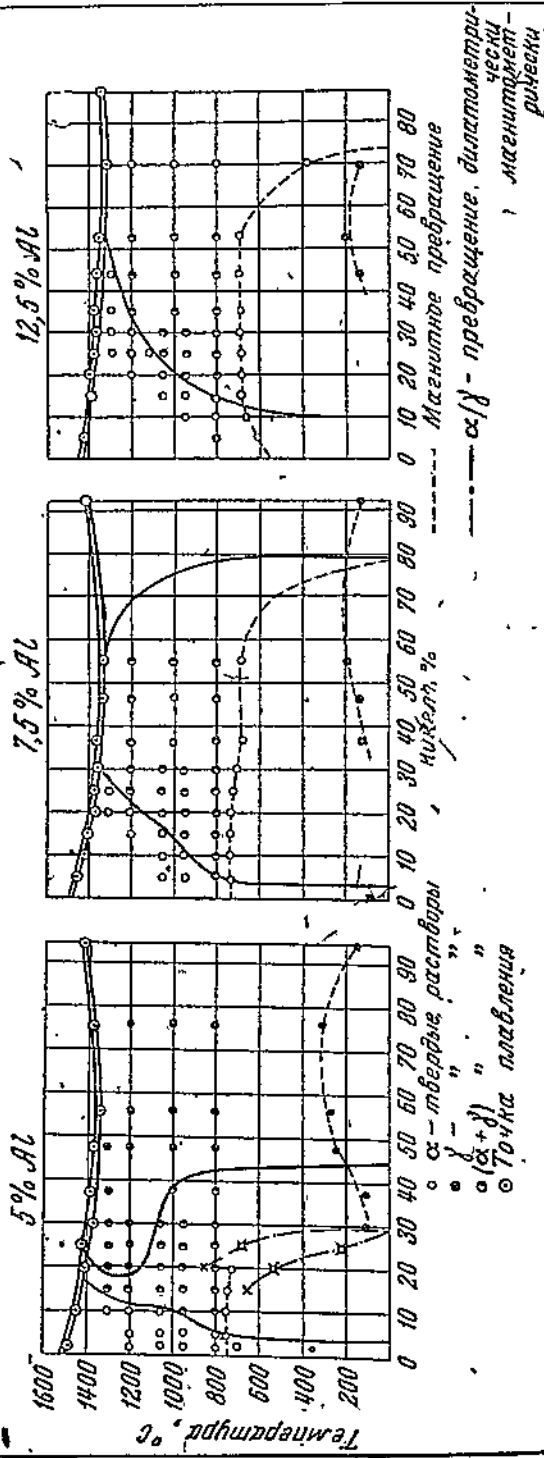
Только благодаря значительному опыту Кестера в построении пространственных диаграмм состояния ему удалось по неполным данным набросать конструкцию, приведенную на фиг. 1.

Поверхности ограниченной растворимости в твердом состоянии нанесены Кестером с помощью метода последовательных закалок со все повышающихся температур и микроисследования образцов, которые были предварительно переведены в стабильное гетерогенное состояние путем длительного отжига при температурах, лежащих ниже поверхности ограниченной растворимости. Эта поверхность проводилась через точки, соответствующие температурам перехода сплавов в гомогенное состояние.

На фиг. 2 даны сечения пространственной диаграммы, которые проходят через алюминиевый угол и точки 10, 20, 30 до 80% Ni на железо-никелевой стороне диаграммы. Фиг. 2 дает представление о гетерогенном равновесии в области $\alpha + \gamma$ -твердых растворов. Эта область, лежащая в системе никель-алюминий при эвтектической температуре между 10,5 и 14% Al, а при низких температурах расширяющаяся приблизительно до 7—17% Al, при введении в состав сплава железа почти не изменяет своего положения. Исключения составляют только сплавы, содержащие большое количество железа; изменение растворимости α -раствора с понижением температуры тем значительнее, чем выше содержание железа. Сечение «10% Ni» пересекает двухфазную $\alpha + \gamma$ -область дважды; один раз — в области сравнительно низких температур и другой раз — в области, примыкающей к температурам плавления. Эта вторая $\alpha + \gamma$ -область имеет форму серпа, аналогичную для $\alpha + \gamma$ -области бинарной системы железо-алюминий.

На фиг. 3 даны сечения, параллельные железо-никелевой стороне, из которых ясно видна форма поверхности ограниченной растворимости.

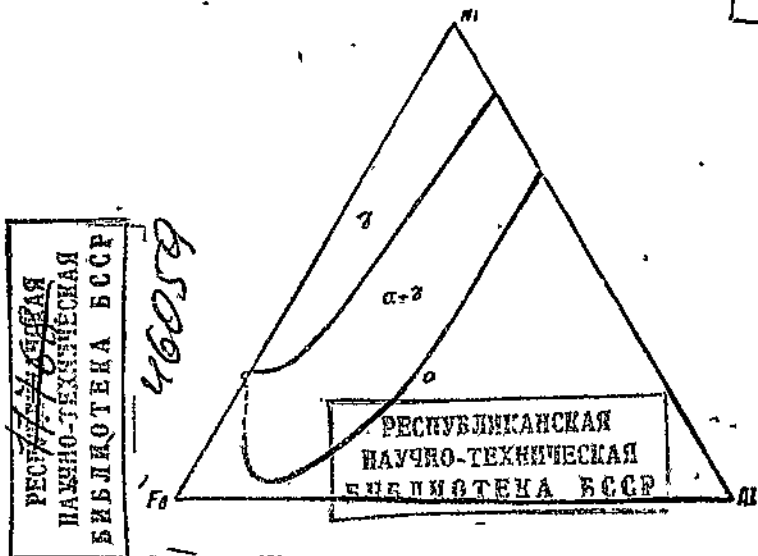
На фиг. 4 приведена по данным Кестера фазовая диаграмма для комнатной температуры, транспонированная в атомные проценты. Из этой фигуры видно, что $\alpha + \gamma$ -область в основном идет вдоль железо-никелевой стороны диаграммы. Положение конод автор приблизительно определяет по точкам Кюри исследуемых сплавов. По этим данным коноды, начиная с бинарной границы никель-алюминий приблизительно до 45% Ni, идут параллельно этой границе и затем в железном углу постепенно поворачиваются



Фиг. 3. Сечения, соответствующие постоянным содержаниям алюминия

в положении, параллельное к граничной системе железо-никель. По Кестеру, точка вращения коноды лежит в узкой области γ -раствора, а именно 2—4% Al и 28—30% Ni. Трудности определения конод только по точкам Кюри общеизвестны; этот метод скорее является вспомогательным. Впрочем, и сам автор не считает положение конод установленным. Интересно здесь отметить, что Брэдли и Тейлор [29], нанесение впоследствии коноды с помощью

Д Е П



Фиг. 4. Железо-никель-алюминиевая система при комнатной температуре (Кестер)

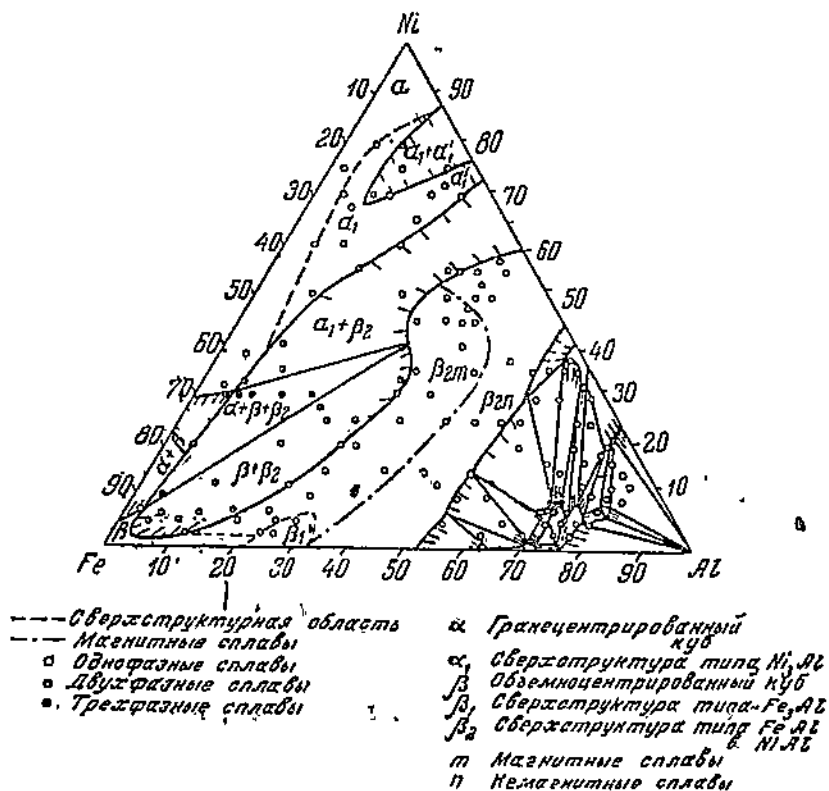
рентгенографического исследования, провели их, в области наиболее интересной для практиков, перпендикулярно конодам Кестера; точки Кюри, изученные Саксмитом [33] на образцах, заимствованных из работы Брэдли и Тейлора, вполне подтвердили выводы этих авторов. В данном случае все преимущества бесспорно находятся на стороне рентгенографического анализа.

Тот факт, что в работе Кестера отсутствуют данные рентгеноанализа, оставляет открытым вопрос о пространственной решетке фаз распада, одной из которых автор приписывает объемно-центрированную (α -фаза) и другой — гранецентрированную решетку (γ -фаза). Тем не менее следует еще раз отметить огромное практическое значение этой работы, единственной из опубликованных, в которой указаны температуры перехода твердых Fe-Ni-Al-сплавов в гомогенное состояние при нагреве и констатируется их распад при медленном охлаждении.

Следующей работой, появившейся через четыре года, было рентгенографическое исследование тройных Fe-Ni-Al-сплавов, произведенное Брэдли и Тейлором [29]. Авторами этой работы поставили своей единственной целью структурный анализ сплавов, стабиль-

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА БССР

ных при комнатной температуре. Для гомогенизации сплавов были приняты специальные меры, как, например, трехсуточный отжиг при 1300° с весьма медленным охлаждением (10°/час); выводы работы кажутся весьма убедительными тем более, что в каждом отдельном случае структурный анализ производился дважды, как на массивном, так и на порошкообразном образце.



Фиг. 5. Железо-никель-алюминиевая система при комнатной температуре (Бредли и Тейлор)

На фиг. 5 приведены результаты исследования. Как видно из этой фигуры, при комнатной температуре вся система распадается на две резко различные части. До 50 атомных процентов алюминия встречаются только кубические структуры, объемно-центрированные и гранецентрированные. При более высоких содержаниях алюминия диаграмма становится весьма сложной, и описание ее не приводится, так как оно далеко отстоит от нашей темы¹.

¹ Подробное описание этой части диаграммы дано в новой работе Бредли и Тейлора [34].

При описании полученных результатов Брэдли и Тейлор пользуются новыми, предложенными ими, обозначениями: « α » для фаз, имеющих решетку гранецентрированного куба (попрежнему γ -фазы), и « β » для фаз с решеткой объемно-центрированного куба (попрежнему α -фазы).

Из фиг. 5 видно, что интересующая нас часть диаграммы распадается на одно-, двух- и трехфазные области. В двухфазных областях дано направление конод. На диаграмме показаны следующие фазы: α — куб с центрированными гранями, α_1 — та же решетка со сверхструктурой типа Ni_3Al , β — объемно-центрированный куб, β_1 — та же решетка со структурой типа Fe_3Al , β_2 — та же решетка со сверхструктурой типа $FeAl$ или $NiAl$; β_{2m} — фазы магнитны, β_{2n} — не магнитны. В фазе α_1 наиболее строгим является разграничение между атомами никеля и алюминия. Никель, насколько это возможно, занимает центры граней, алюминий заполняет вершины кубов; атомы железа обладают большей приспособляемостью, они замещают, в зависимости от потребности, как атомы алюминия, так и атомы никеля. В двухкомпонентной β_1 -фазе центры кубов и половина их вершин заняты атомами железа, другая половина вершин занята алюминиевыми атомами, располагающимися по противоположным вершинам кубов. При увеличении концентрации алюминия его атомы частично замещают собой атомы железа. Последние могут также замещаться атомами никеля, при его введении в состав сплава, т. е. при переходе к трехкомпонентным β_1 -фазам. При дальнейшем введении никеля β_1 -структура переходит в β_2 -структуру, для которой существует только одно различие — между центрами и вершинами кубов. Вершины кубов заняты алюминиевыми атомами, а центры — железными или никелевыми. При атомном содержании алюминия меньше 50% он легко замещается по вершинам кубов атомами железа или никеля. Иначе обстоит дело при содержаниях алюминия выше 50%; в этом случае недостающие атомы никеля (которые охотнее всего занимают центры кубов) не замещаются атомами алюминия, которые в центре кубов не становятся. Среднее число атомов на элементарную ячейку падает до значений меньше 2, и параметр решетки резко падает по мере повышения концентрации алюминия. Линия, соединяющая $FeAl$ с $NiAl$, соответствует приблизительно наивысшим значениям параметров (на диаграмме параметр в функции концентрации тройного сплава эта линия является хребтовой).

Позднее Тейлор и Липсон [35] показали, что при 55 атомных процентах алюминия число атомов на одну элементарную ячейку может доходить до 1,78. Эти авторы объяснили это явление на основе теоретических представлений, разработанных Конобеевским [36]. В связи с тем, что число валентных электронов, приходящихся на одну элементарную ячейку, не может быть выше определенного (что объясняется достижением определенного энергетического уровня электронов), повышение концентрации алюминиевых атомов, имеющих по три валентных электрона, вызывает недостачу атомов никеля (не имеющих ни одного валентного электрона) в

отдельных ячейках и уменьшение, тем самым, плотности сплава. Это равнозначно увеличению числа ячеек и уменьшению отношения $e : n$, где e — число электронов, а n — число элементарных ячеек. Для β_2 -фаз Fe-Ni-Al-сплавов $e : n \approx 3$.

Наиболее интересной для техники является $\beta + \beta_2$ -область, в которой укладываются составы всех сплавов, пригодных для постоянных магнитов. Эти сплавы распадаются на две фазы, одинаковые как по симметрии, так и координационному числу. Параметры решеток β - и β_2 -фаз близки между собой; по мнению авторов диаграммы K_a -дублиеты этих фаз на рентгенограмме частично накладываются (вместо четырех получаются три линии) для большинства $\beta + \beta_2$ -сплавов; наибольшая разница параметров не превышает 0,4%. Однако при этой кристаллографической близости β - и β_2 -фаз они очень резко различаются по составу, что видно из направления конод, нанесенных авторами. Все исследования Fe-Ni-Al-сплавов показывают, что диффузия в этих сплавах протекает весьма вяло. Основываясь на теории Джонс [37] и Кондреевского [38], мы должны были бы сказать, что энергетика этих сплавов принуждает их к размежеванию компонентов, из которых состоят эти сплавы; это резкое размежевание определяется направлением $\beta - \beta_2$ -конод, простирающихся почти от железного угла до центра концентрационного треугольника. Весьма вероятно, что именно это обстоятельство приводит к коллоидному распаду и появлению высокой коэрцитивной силы.

Область $\beta + \beta_2$ -фаз построена авторами на основании определения постоянных решеток для этих фаз, а также измерения интенсивности сверхструктурных линий β_2 -фазы. По этим измерениям интенсивности можно определить, является ли сплав однофазным или двухфазным.

Интересной особенностью этой области, согласно Сэксмиту [33], является постоянство точки Кюри для отожженных сплавов. В пределах всей области точка Кюри колеблется между 1010 и 1030° К. Причиной этого является весьма незначительная изменчивость состава β -фазы благодаря тому, что участок, в котором начинаются коноды (примыкающий к β -области), весьма узок.

Снек [39], исследовавший Fe-Ni-Al-сплавы чисто магнитным методом, показал, что сплавы, лежащие на линии концентраций, соединяющей Fe с NiAl за пределами $\beta + \beta_2$ -области (однофазные по Брэдли и Тейлору), могут распадаться на две фазы и при медленном охлаждении более магнитны, чем при быстром. Отсюда Снек делает вывод, что $\beta + \beta_2$ -область должна быть продолжена в направлении к NiAl почти до самого соединения. По Снеку, линия, соединяющая Fe с NiAl, является конодой (что близко к коноде английских авторов), и составы сплавов, лежащие на этой линии, могут рассматриваться как $(Fe_2)_x - (NiAl)_{1-x}$, а Fe₂ и NiAl (приблизительно) как фазы, на которые распадаются эти сплавы. До 97% NiAl магнитное насыщение этих сплавов, в закаленном с 1200° и отпущенном при 500° состоянии, изменяется пропорционально концентрации железа (фиг. 6). Выводы Снека

ива-
ше-
ных

в
по-
на-
тет-
ров
чно
для
не
изо-
что
до-
вах
] и
ика
из
де-
от
сь-
ид-

ре-
ния
ме-
лап

33],
ре-
К.
сть
чи-

ме-
со-
ые
ри
сю-
ол-
не-
эко
на
а
тся
в
тся
эка

весьма интересны, и подтверждение их исследованием структуры еще больше осветило бы природу Fe-Ni-Al-сплавов.

На фиг. 7 дано сопоставление диаграмм Кестера и Бредли и Тейлора при комнатной температуре. Двухфазная область, нанесенная Кестером, по данным английских авторов, включает в себя четыре гетерогенных поля: $\alpha + \beta$; $\alpha + \beta_2$; $\beta + \beta_2$ и $\alpha + \beta + \beta_2$, из которых три двухфазных и одно трехфазное.

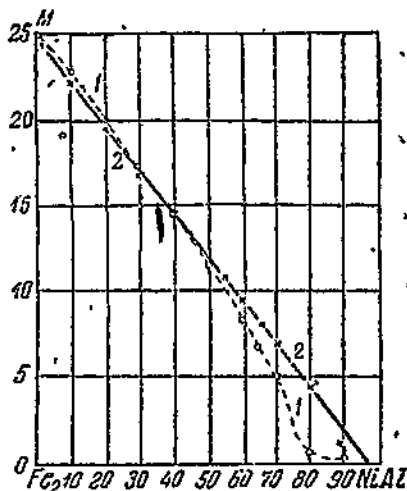
В работе Сьюити и Киути [40], появившейся в 1938 г.¹, снова были исследованы структуры Fe-Ni-Al-сплавов, примыкающих к железному углу, рентгенографически и микроскопически. Выводы этой работы совпадают с выводами английского исследования. Киути указывает, что система распадается на четыре гетерогенные области: $\gamma + \alpha$, $\gamma + \alpha'$, $\alpha + \alpha'$ и $\gamma + \alpha + \alpha'$. Авторы указывают также, что высококоэрцитивные сплавы сосредоточены в $\alpha + \alpha'$ -области.

Упорядоченная, согласно Киути, α' -фаза является β_2 -фазой, γ — соответствует α -фазе и α — соответствует β -фазе Бредли и Тейлора.

Насколько можно судить по литературным данным, фазовая диаграмма, предложенная Бредли и Тейлором, является наиболее достоверной. В дальнейшем мы будем базироваться на этой диаграмме, которая, кстати сказать, ближе к результатам данной работы, нежели диаграмма Кестера.

Б. ПРЕВРАЩЕНИЯ, ИДУЩИЕ ПРИ НАГРЕВЕ Fe-Ni-Al-СПЛАВОВ

Единственной работой, в которой были изучены температуры перехода Fe-Ni-Al-сплавов в однофазное состояние, является работа Кестера [12]. Однако данными этой работы для практических целей воспользоваться нельзя, так как экспериментальные точки как по составам сплавов, так и по температурам закалки этих сплавов взяты недостаточно часто. Большая детализация, собственно, и не требовалась для решения поставленной задачи построения пространственной диаграммы состояния.



Фиг. 6. Зависимость магнитного насыщения от молекулярной концентрации:

1 — закалка, 2 — закалка и отпуск 500°

¹ Цитируется по [29].

КН
ЭЗ-
ОМ
ЭЗ-
Н-

точки, соответствующие составам исследованных нами сплавов.
 Все пересчитано на атомные проценты.
 Образцы (8×8 мм) всех этих сплавов, в литом состоянии и после термообработки, были подвергнуты микроисследованию.

Таблица 1

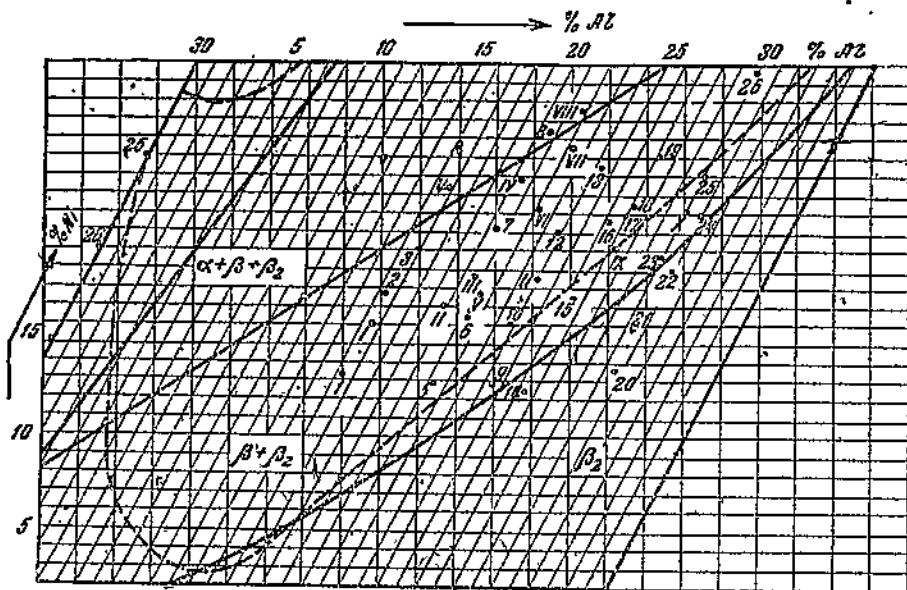
Составы исследованных Fe-Ni-Al-сплавов

Состав, %						
Сплав	Ni	Al	Al <i>средн</i>	C	Mn	Si
1	15,3	8,5		0,04	0,30	0,02
2	20,0	8,6	8,7	0,04	0,27	0,02
3	22,9	8,8		0,04	0,26	0,03
4	26,6	8,8		0,05	0,28	0,03
5	15,0	11,5		0,05	0,35	0,02
6	19,2	11,5	11,2	0,04	0,34	0,05
7	24,7	10,9		0,05	0,26	0,02
8	30,5	11,0		0,06	0,17	0,03
9	15,3	13,4		0,04	0,22	0,03
10	19,0	13,0		0,06	0,26	0,05
11	21,9	13,1	13,1	0,04	0,23	0,04
12	24,9	12,9		0,06	0,29	0,04
13	28,9	13,2		0,04	0,22	0,05
14	14,9	14,6		0,05	0,33	0,04
15	21,1	14,6		0,05	0,25	0,03
16	25,4	14,5	14,8	0,035	0,18	0,05
17	26,5	15,0		0,05	0,26	0,05
18	27,0	15,0		0,04	0,17	0,04
19	30,3	15,1		0,05	0,28	0,06
20	16,8	17,4		0,05	0,30	0,05
21	19,5	17,3		0,05	0,35	0,05
22	23,5	17,6		0,045	0,26	0,08
23	24,2	17,0	17,2	0,05	0,22	0,04
24	27,0	17,5		0,05	0,28	0,04
25	29,5	16,9		0,05	0,26	0,09
26	36,3	17,0		0,04	0,26	0,05

При изготовлении шлифов затруднений не было. Наоборот, следует отметить прекрасную шлифуемость и полируемость этих сплавов, что объясняется их хрупкостью. В качестве травителя применялся реактив: 15 см³ азотной кислоты, 2 см³ соляной кислоты, 33 см³ метилового спирта. Травление этих шлифов — весьма сложная операция; в процессе травления шлифы покрываются пленкой окислов, которая пассивирует поверхность металла. В ряде случаев наблюдается образование этой пленки после того как выявились отдельные структурные составляющие. В этих случаях микроструктура металла видна как бы сквозь тонкую вуаль. Если не приняты меры для срочной промывки шлифа после травления (продолжительность которого подбиралась для

а-
в-
г-
д-
е

каждого случая), то эта вуаль делается все гуще и гуще, по мере выдерживания образца на воздухе, и может полностью закрыть картину микростроения. Лишь в случаях гетерогенной и грубокоагулированной структуры пассивирование отсутствует, и пленка окислов на микрошлифе не получается.



Фиг. 8. Диаграмма состояния при комнатной температуре по Бредли и Тейлору и Кестеру. Цифрами обозначены точки, соответствующие исследованным концентрациям (в атомных процентах)

Все образцы были уложены в небольшую железную коробку и вместе с коробкой внесены в печь, нагретую до 1200° ; после того как коробка со всем содержимым прожарилась до 1200° , обогрев печи был прекращен, и она вместе с образцами довольно быстро, в течение 3 часов, охладилась до 400° . Микроисследование показало, что этот первый кратковременный отжиг не внес никаких принципиальных изменений в микроструктуру литых образцов; лишь в некоторых случаях окраска структурных составляющих при травлении становится менее контрастной.

Фиг. 9 и 11 представляют собой микрофотографии образцов после отливки и кратковременного отжига. Из этих фотографий видно, что эти, так же как и остальные образцы имеют гетерогенную структуру. Исключение составляют сплавы № 22—26 последней группы с 17,2% Al, микрофотографии которых не даны. Согласно Кестеру, эти сплавы (исключая № 26) находятся в гомогенной α -области диаграммы состояния. В действительности же, как будет видно из дальнейшего, все они, кроме № 20, являются

гетерогенными и способны к дисперсионному твердению. Их гомогенность в литом состоянии объясняется значительной переохлаждаемостью (закаляемостью) под влиянием алюминия, содержащегося в этих сплавах в повышенных количествах. Сплавы 4-й группы с 14,8% Al в своем поведении приближаются к сплавам 5-й группы. В большинстве из них гетерогенность литого состояния проявляется в появлении фазы в виде оторочки по границам зерен.

Кратковременный отжиг почти не позволяет установить, в какой мере соответствуют приведенные на вышеуказанных фигурах структуры гетерогенному равновесию окончательного затвердевания сплавов и не получились ли эти структуры, главным образом, в результате дендритной ликвации в процессе затвердевания сплавов. Для выяснения этого вопроса был предпринят второй гомогенизирующий отжиг при 1250°. Образцы выдерживались при этой температуре в течение трех часов и медленно охлаждались, со скоростью 100°/час, до комнатной температуры.

Таблица 2

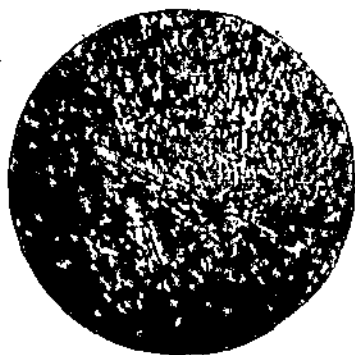
Коэрцитивная сила образцов Fe-Ni-Al-сплавов
после закалки и после отжига

Сплав №	Коэрцитивная сила после закалки, эрстед	Коэрцитивная сила после отжига, эрстед	Сплав №	Коэрцитивная сила после закалки, эрстед	Коэрцитивная сила после отжига, эрстед
1	—	—	14	~4	42
2	95	35	15	~4	230
3	160	45	16	~4	190
4	85	50	17	~4	175
5	~4	70	18	10	240
6	~4	75	19	10	160
7	165	70	20	—	—
8	380	60	21	~4	70
9	~4	115	22	~4	385
10	~4	150	23	~4	410
11	~4	160	24	~4	300
12	8	110	25	~4	250
13	20	125	26	15	90

Результаты этого отжига сначала трудно поддавались объяснению. Все сплавы, за исключением № 3, 4 и 8, при изучении микроструктуры казались гомогенными. Для примера приведена фотография микроструктуры сплава № 11 после второго отжига (фиг. 19). Эта кажущаяся гомогенность объясняется тем, что при распаде однородного твердого раствора, получившегося при гомогенизации на 1250°, фазы распада (β и β_2 — по Бредли и Тейлору) выделяются в субмикроскопическом распределении.



Фиг. 9. Сплав № 2. I отжиг (кратковременный). $\times 750$



Фиг. 10. Сплав № 2. 800° — 50 часов. $\times 500$



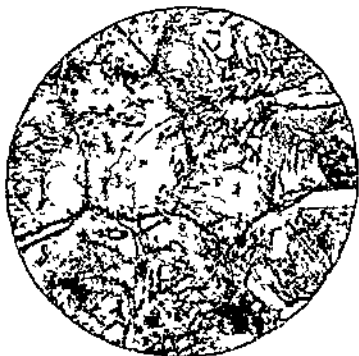
Фиг. 11. Сплав № 3. Литое состояние. $\times 130$



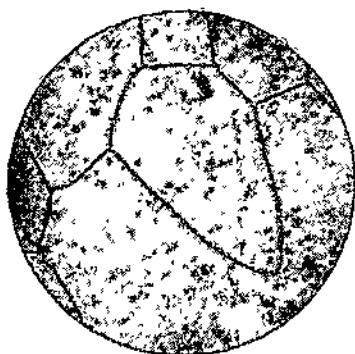
Фиг. 12. Сплав № 3. 800° — 50 часов. $\times 500$



Фиг. 13. Сплав № 3. 1100° — 1 час — воздух. $\times 130$



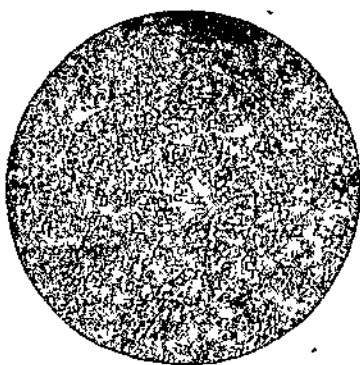
Фиг. 14. Сплав № 3. 1150° — 1 час — воздух. $\times 130$



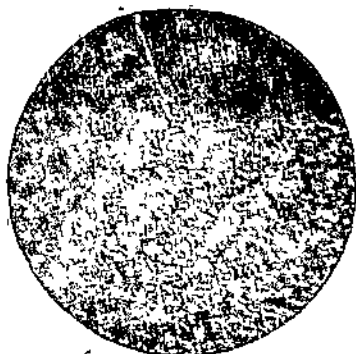
ча- Фиг. 15. Сплав № 3. 1200° — 1 час — воздух. $\times 130$



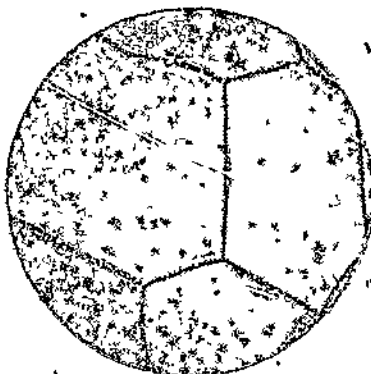
Фиг. 16. Сплав № 4. II отжиг (гомогенизирующий). $\times 500$



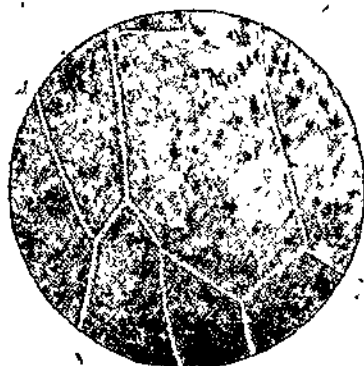
ча- Фиг. 17. Сплав № 6. 800° — 50 часов. $\times 500$



Фиг. 18. Сплав № 7. 800° — 50 часов. $\times 500$



— Фиг. 19. Сплав № 11. II отжиг. $\times 130$



Фиг. 20. Сплав № 22. 800° — 50 часов. $\times 130$

Измерение коэрцитивной силы вполне подтверждает это представление. В табл. 2 сопоставлены коэрцитивные силы закаленных в воде с 1250° и оттоженных, при этой температуре, образцов различных сплавов. Из таблицы видно, что после закалки в воде коэрцитивная сила значительно ниже, чем после отжига. Правда, это относится не ко всем сплавам, а только к тем, которые при охлаждении в воде полностью закаливаются на твердый раствор (закаливаемость зависит от так называемой критической скорости охлаждения, о чем речь впереди). Исключение составляют сплавы № 2, 3 и 4 с самым низким содержанием алюминия, а также сплавы № 7 и 8 с пониженным содержанием алюминия и высоким содержанием никеля. Из дальнейшего будет видно, что алюминий способствует, а никель препятствует переохлаждаемости твердых растворов. Поведение коэрцитивной силы этих сплавов иллюстрирует сказанное выше относительно истинной (гетерогенной) структуры отожженных образцов и находится в полном соответствии с правилом Куссмана и Шарнова [41]. Тем не менее микроскопическая картина при исследовании структуры этих образцов одна и та же как после закалки, так и после отжига — все образцы кажутся однофазными.

Это еще раз подтверждает трудность размежевания β - и β_2 -фаз, даже при медленном охлаждении сплава.

Сплавы № 3 и № 4 имеют игольчатую структуру с видманштеттовой ориентировкой, что может быть связано с выделением градиентированной фазы из объемно-центрированной, аналогично α - β -превращению в латуни [42] или, наоборот, аналогично аустенит-мартенситному превращению [43]. Структура сплава № 4 после второго отжига дана на фиг. 16.

Из фиг. 8 видно, что сплав № 4 находится в $\beta + \beta_2 + \alpha$ -области диаграммы Бредли и Тейлора. Как указывают эти авторы, граница между областями $\beta + \beta_2$ и $\beta + \beta_2 + \alpha$ нуждается в уточнении. Повидимому, сплав № 3 также находится в трехфазной области, о чем можно судить по наличию в нем иголок α -фазы (фиг. 11—14).

Для получения заметной под микроскопом гетерогенности все образцы были отжигнуты при 800° в течение 50 часов. Эта обработка привела к коагуляции β - и β_2 -фаз (фиг. 10, 12, 17, 18). Полученные микроструктуры имеют характерный сорбитообразный вид¹. Эти зерна характерны также селективной травимостью, которая зависит от ориентировки зерна относительно плоскости шлифа. Можно заметить, что по мере повышения концентрации алюминия сорбитообразная структура становится все менее коагулированной. Так, сплав № 2 (фиг. 10) имеет наиболее коагулированную структуру, а сплав № 22 (фиг. 20) едва различимую гетерогенность. Поэтому определение границы рас-

¹ Их нужно считать более равновесными структурами отжига, нежели структуры литых образцов до термообработки. Отсюда ясно, насколько велики были затруднения Кестера [12] при нанесении им линий интервала затвердевания по структуре образцов в литом состоянии.

«сорбитизированных» образцов позволяет определить, с точностью до 15—20°, точки, лежащие на поверхности ограниченной растворимости. В табл. 3 проводится сопоставление данных, полученных двумя методами.

Таблица 3

Температуры образования гомогенного твердого раствора по данным микроанализа и измерения коэрцитивной силы

Сплав №	Состав, %		Температура полной растворимости по данным микроисследования, °С	Температура растворимости по данным измерения коэрцитивной силы, °С	Результат определения температуры полной растворимости, °С
	Ni	Al			
1	15,3	8,5	950—1000	975	975
2	20,0	8,6	1050—1100	1085	1085
3	22,9	8,8	1150—1200	—	1175
4	26,6	8,8	1250—1300	Не определялась	1275
5	15,0	11,5	900—950	920	920
6	19,2	11,5	1000—1050	1030	1030
7	24,7	10,9	1050—1100	1065	1065
8	30,5	11,0	1200—1250	1100 и 1250	1250
9	15,3	13,4	800—850	865	865
10	19,0	13,0	900—950	940	940
11	21,9	13,1	1000—1050	1010	1010
12	24,9	12,9	Гомогенный при 1000°	1000	1000
13	28,9	13,2	1000—1050	—	1050
14	14,9	14,6	800—850	830	830
15	21,1	14,6	При 850° выглядит как гомогенный	870	870
16	25,4	14,5	При 900° выглядит как гомогенный	910	910
17	26,5	15,0	—	910	910
18	27,0	15,0	—	925	925
19	30,3	15,1	—	925	925
20	16,8	17,4	Однофазен при всех обработках	—	—
21	19,5	17,3	800—850	830	830
22	23,5	17,6	800—850	825	825
23	24,2	17,0	800—850	850	850
24	27,0	17,5	800—850	850	850
25	29,5	16,9	При 850° выглядит как гомогенный	Не определялась	850
26	36,3	17,0	То же	880	880

В табл. 3 подчеркнуты температуры нагревов, при которых структура становится гомогенной, сохраняя лишь следы гетерогенности. Эти температуры ближе к искомым температурам полной растворимости.

На кривых зависимости коэрцитивной силы от температуры закалки для сплавов № 3 и 8 (фиг. 23) наблюдаются некоторые

ность
рас-
полу-
ца 3
ным

ультат
деления
переполной
творити,
°C

975
085
175
275

920
030
065
250

865
940
010
000

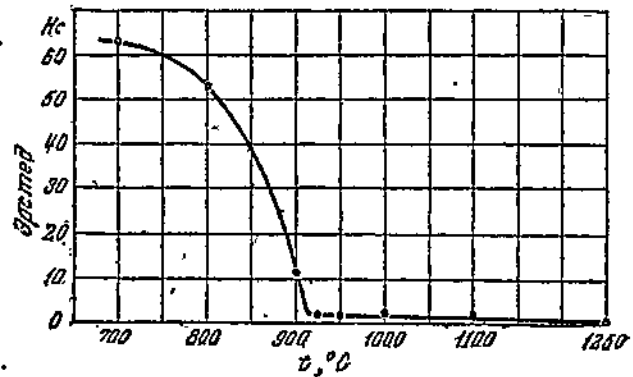
050
830
870
910
910
925
925

830
825
850
850
850

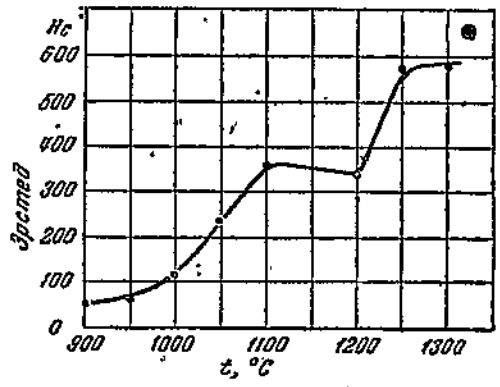
880

торых
етеро-
пол-
атуры
торые

Отклонения от плавного хода, истолкование которых будет дано на основе рассмотрения микроструктур соответствующих образцов. Результаты определения критических точек нанесены на Фиг. 24 и 25¹, на которых дана зависимость температуры образования однородного твердого раствора от содержания в Fe-Ni-Al-сплавах никеля и алюминия. Обращают на себя внимание перегибы на верхних (сплошных) кривых этих диаграмм



Фиг. 22. Зависимость коэрцитивной силы от температуры закалки сплава № 5

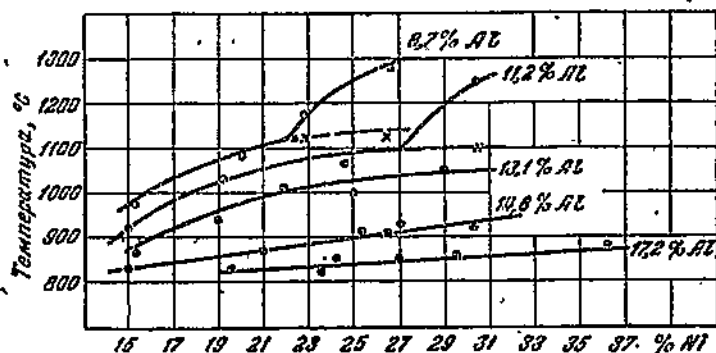


Фиг. 23. Зависимость коэрцитивной силы от температуры воздушного охлаждения сплава № 8

и более крутой ход этих кривых при низких содержаниях алюминия и высоких содержаниях никеля. При этих концентрациях, как было уже показано, в структуре сплава появляется третья фаза — α (гранцентрированная), которая растворяется при темпе-

¹ Фиг. 25 построена путем интерполяции.

ратурах значительно более высоких, нежели температуры растворения β и β_2 -фаз. Сказанное хорошо иллюстрируется фиг. 12, 13, 14, 15; при 1100° сплав № 3 еще состоит из трех фаз, двухфазного фона (гетерогенность темного фона ясно видна при большем увеличении) и игольчатой α -фазы; при 1150° мы видим только две фазы: светлый фон (β -раствор) и α -фазу, которая сильно коагулирует при температурах взаимного растворения β - и β_2 -фаз; при 1200° остается только один твердый



Фиг. 24. Зависимость критических температур от содержания никеля и алюминия

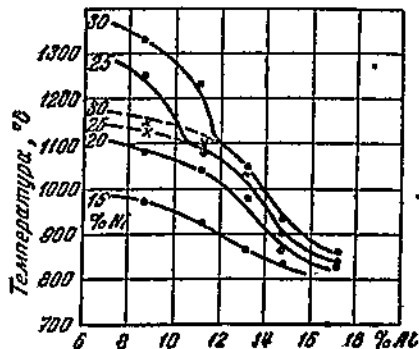
раствор. Повидимому, здесь при нагреве идут два процесса: 1) образование β -раствора из $\beta_1 + \beta_2$ -фаз (1100 — 1150°) и 2) растворение α -фазы в β -растворе (1150 — 1200°). Этим, повидимому, объясняется сложный ход кривой коэрцитивной силы в зависимости от температуры закалки для этого сплава. Аналогичные два процесса наблюдаются и при нагреве сплава № 4. При 1100° наблюдаются последние следы двухфазного $\beta + \beta_2$ -фона, при 1150° остаются только две фазы: β -раствор и, в значительном количестве, игольчатая α -фаза. Эта структура сохраняется до 1250° ; при 1300° образуется однородный твердый раствор. Окончанию первого процесса в сплаве № 4 приписана температура 1125° , а окончанию второго процесса — 1275° . При описании структурных превращений в сплаве № 8 следует указать на те же два процесса, что и в предыдущих двух сплавах. Микроскопическое исследование показывает, что полная гомогенизация наступает при 1250° ; что касается первой стадии растворимости (гомогенизации фона при наличии α -фазы), то она завершается при 1050 — 1100° . По изменению коэрцитивной силы (фиг. 23) можно заключить, что первый процесс заканчивается при 1100° , а второй — при 1250° .

Температуры полной растворимости на фиг. 24 и 25 отмечены точками, а температуры $\beta + \beta_2$ -растворимости — крестиками. Через точки проведены сплошные кривые, а через крестики —

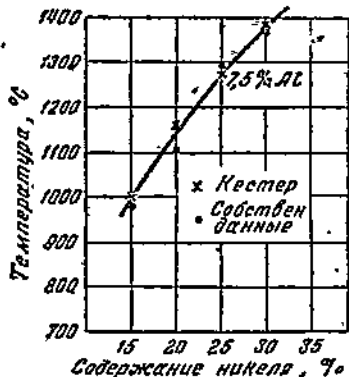
ы рас-
рывается
еих фаз,
на при
ы ви-
с-фазу,
о рас-
сердый

пунктирные. По ходу пунктирных кривых видно, что температуры взаимной растворимости $\beta + \beta_2$ -фаз ложатся на плавные кривые.

На фиг. 26 дана линия ограниченной растворимости для разреза через 7,5% Al по данным Кестера (крестики) и нашим данным (точки). Последние получены путем экстраполяции по сплошным кривым фиг. 25. Полученные в двух работах данные



Фиг. 25. Зависимость критических температур от содержания никеля и алюминия



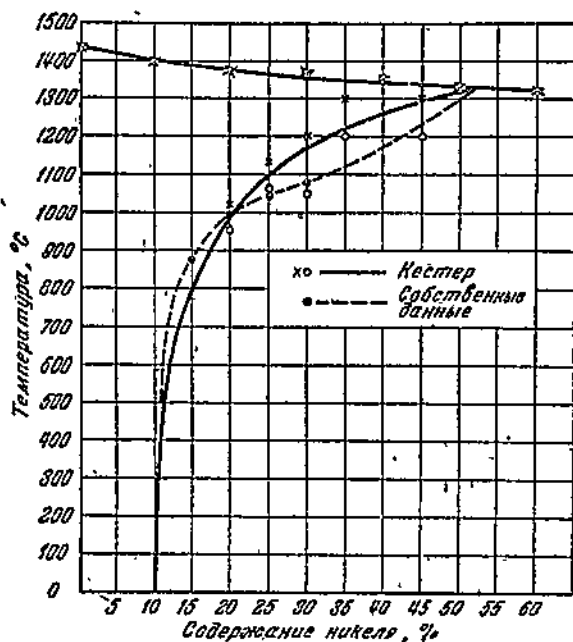
Фиг. 26. Линия полной растворимости при 7,5% Al

нужно считать практически совпадающими. Из этого сопоставления видно, что в работе Кестера определялись температуры полного перехода в твердый раствор как β_2 -фазы, так и α -фазы (гранецентрированной). Из фиг. 25 методом интерполирования были заимствованы значения критических температур для 12,5% Al и также сопоставлены (пунктирная линия) с данными Кестера (сплошные линии) на фиг. 27. На фиг. 27 указаны экспериментальные данные Кестера; крестики соответствуют состояниям полной гомогенности, кружочки — гетерогенным структурам. Как видно из этих данных, автор изменял температуру нагрева через сравнительно большие интервалы. Экспериментальные данные Кестера фактически позволяют провести кривую ограниченной растворимости и по пунктирной линии, нанесенной нами (выпадает только одна точка при 35% Ni). По своему характеру пунктирная линия такова же, как и линии ограниченной растворимости, нанесенные Кестером, в разрезах 5 и 7,5% Al (фиг. 3).

В. МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ СОСТОЯНИЯ

Микроисследование отожженных образцов, приближающихся по своей структуре к стабильному состоянию, показывает, сколь затруднительна диффузия в исследуемых сплавах. Даже после отжига со скоростью 0,05%/сек. Fe-Ni-Al-образцы имеют структу-

ру, кажущуюся под микроскопом однородной¹. Лишь длительным отжигом в гетерогенной области (800° — 50 часов) удается добиться видимой под микроскопом дифференциации составляющих. Микроследование высококоэрцитивных образцов, имеющих метастабильную структуру, тем более не дает никаких указаний относительно истинной структуры сплавов, обладающих нужными техническими свойствами.



Фиг. 27. Линия полной растворимости при 12,5% Al

Дифференциация компонентов в этих образцах происходит, повидимому, на участках, размер которых значительно менее размеров микроскопической видимости. Более того, как показывают рентгенографические работы [44, 45], эти участки не разделяются и с помощью рентгеновских лучей.

В первой рентгеновской работе Глоккера, Пфистера и Виста [44] была исследована структура тройного сплава с 12% Al, 30% Ni и 58% Fe и четверного — с 10% Al, 22,5% Ni, 13% Co и Fe — остальное. Сплавы закаливались на твердый раствор и отпускались в различных условиях. Наряду со структурой изучалось также изменение коэрцитивной силы. По данным авторов, появление наивысшей коэрцитивной силы не сопровождается ни расширением линий рентгенограмм, ни изменением их положения.

¹ Магнитным анализом была показана слабо выраженная способность сплава № 14 к дисперсионному твердению.

зель-
ется
ляю-
ию-
ука-
щих

Лишь в результате длительных отпусков при повышенной температуре, когда коэрцитивная сила значительно снижается, имеет место заметное изменение постоянной решетки. При еще более высоких температурах появляются линии выделившейся фазы; по мнению авторов, эта фаза «типа γ -железа». На основании этих наблюдений Глоккер, Пфистер и Вист проводят аналогию между данным случаем «выделений» (кавычки авторов) и старением дюралюминия. По их мнению, наивысшая коэрцитивная сила обусловлена миграцией атомов к местам возможных выделений, в силу чего создается неоднородность сплава высокой дисперсности.

Несколько отличные выводы сделали Бургерс и Снек [45] в своем исследовании монокристалла Fe-Ni-Al-сплава с 28,3% Ni и 12,6% Al. Образец подвергался охлаждению от температуры, лежащей в гомогенной области, с различными скоростями, после чего определялась его структура и коэрцитивная сила. Аналогично Глоккеру с сотрудниками, Бургерс и Снек также отмечают, что линии выделяющейся γ -фазы становятся заметными лишь в результате нагрева на температуры выше 1000°. В обычных условиях выделения, когда получаются сравнительно высокие коэрцитивные силы, γ -линии на рентгенограммах отсутствуют. Однако, в отличие от предыдущего исследования, линии α -фазы претерпевают характерные изменения в процессе дисперсного «распада», причём эти линии сохраняют свойственный им характер до той степени распада, которой соответствует наибольшая коэрцитивная сила. При этом вполне ясно выраженного $K\alpha$ -дублета (кобальтовое излучение) непрерывно изменяется фон. На фиг. 28 приведены результаты фотометрирования [310] линии в сопоставлении с коэрцитивной силой. Только после прохождения наибольшей коэрцитивной силы наступает общее расширение и размытие дублета.

дит,
раз-
ают
отся

иста
Al,
Со
и
изу-
ров,
ни
ния.

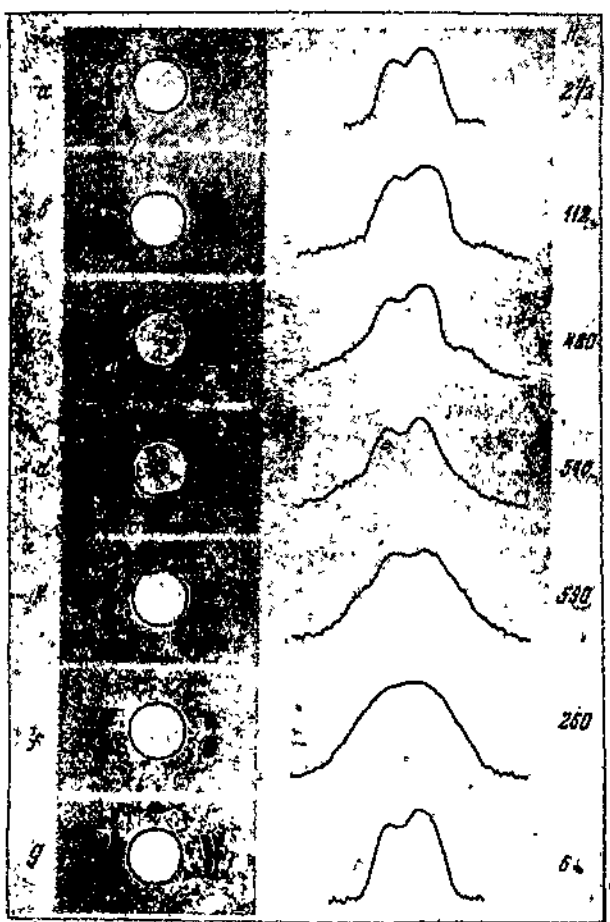
На основе полученных данных авторы предлагают гипотезу, согласно которой в первоначальной монокристаллической решетке благодаря диффузии возникают области различного состава, которые, вследствие разности параметров, несколько искажают решетку окружающей их материнской фазы. При росте этих областей (зародышей) или увеличении их числа искажения все возрастают, так как разница концентраций увеличивается и градиент напряжений возрастает. Рентгеновским путем установить эту дифференциацию компонентов не удаётся, так как области различных составов малы по сравнению с когерентной областью решетки, и усредненный эффект интерференции дает линии, соответствующие исходному твердому раствору.

Падение коэрцитивной силы, наступающее после ее максимального значения, по Бургерсу и Снеку, может быть обусловлено либо пластическим возвратом, либо последующей стадией распада, истинным выделением γ -фазы.

Наиболее существенным расхождением этих двух рентгеновских работ является то обстоятельство, что в одной из них

ость

(Глоккер), в противоположность другой, не обнаружено изменения интенсивности фона и расширения рентгеновских линий при изменении коэрцитивной силы. Повидимому, это обусловлено малым углом отражения железного $K\alpha$ -излучения, примененного Глоккером, Пфистером и Вистом.



Фиг. 28. Фотометрирование [310] линий β -фазы при различных коэрцитивных силах (Бургерс и Снек)

Обращает на себя внимание то обстоятельство, что в обеих работах констатируется наличие γ -фазы в высоко и длительно отпущенных образцах. Сплавы, исследованные в этих работах, согласно диаграмме состояния Бредли и Тейлора, которую мы считаем наиболее достоверной, не должны содержать γ -фазы. К сожалению, Бургерс и Снек и Глоккер с сотрудниками не при-

вода
тять
прив
заме
угле
игол
рекс
види
мы
 γ -фа
мова
неце
ванн
10,23
былс
вели
что
ниям
Е
дова
или
кер,
нали
с ве
Т
позд
 γ -фа
Снек
что,
вили
Е
Тейл
тент
спла
жаш
но-ц
пост
лых
коне
гено
Д
лож
щим
обус
твер
Сав
был
раст
тивн
Fe₃M

водят концентрации углерода в изученных образцах. Если обратиться к микроисследованию содержащих углерод Ni-Al-сталей, приведенному в работе Займовского и Лившица [11], то можно заметить, что присутствие сравнительно небольших количеств углерода ($\approx 0,2\%$) связано с появлением заметных количеств игольчатой составляющей (с видманштеттовой ориентировкой), резко коагулирующей, до состояния сферолитов, при нагреве. По-видимому, эта игольчатая фаза является γ -фазой, и углерод, как мы вправе ожидать, расширяет область, в которой появляется γ -фаза. Интересно отметить, что в работе Верещагина и Курдюмова [46], выполненной одновременно с работой Глоккера, границей ориентированная фаза не была найдена ни в одном из исследованных образцов Fe-Ni-Al-сплавов (11,23% Al и 24,36% Ni; 10,23% Al и 26,68% Ni). В работе Верещагина и Курдюмова также было найдено постоянство параметра α -решетки, независимо от величины коэрцитивной силы (степени распада). Авторы считают, что высокая коэрцитивная сила обусловлена атомными перемещениями в α -решетке, подготавливающими $\alpha \rightarrow \gamma$ -распад.

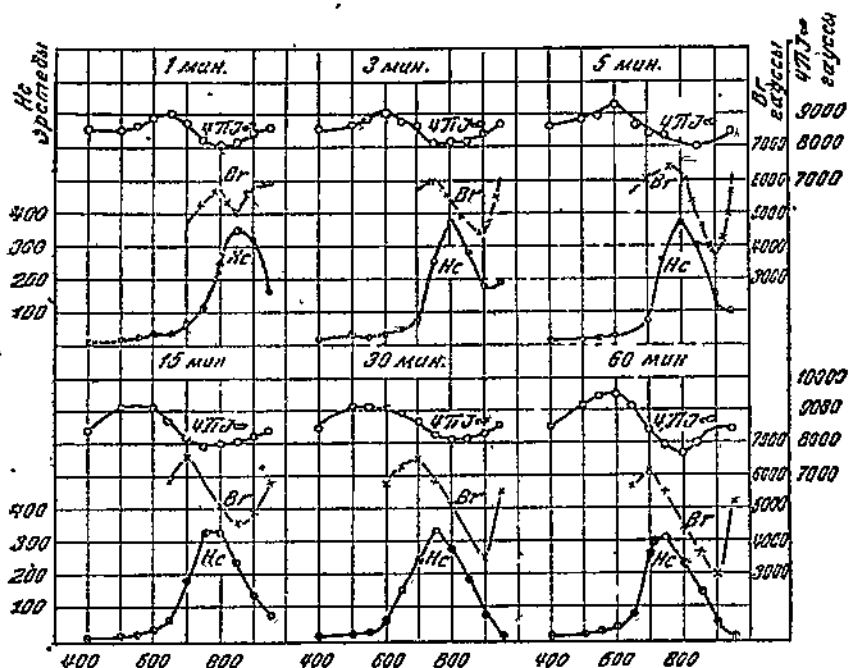
В этих трех рентгеновских работах было найдено, что исследованные объекты во всех состояниях, независимо от того, низка или высока коэрцитивная сила, обладают сверхструктурой. Глоккер, Пфистер и Вист, а также Бургерс и Снек считают, что наличие и степень упорядоченности непосредственно не связаны с величиной коэрцитивной силы.

Так же как и в работе Верещагина и Курдюмова, в более поздней работе Бредли и Тейлора [47] не было обнаружено γ -фазы. К сожалению, Глоккер с сотрудниками и Бургерс и Снек не привели ни одной рентгенограммы с линиями γ -фазы, что, конечно, не дает возможности лишней раз убедиться в правильности их интерпретации.

Базируясь на диаграмме состояния, предложенной Бредли и Тейлором [29], нет необходимости вводить предположение о латентной стадии распада в высококоэрцитивных образцах Fe-Ni-Al-сплавов, во всяком случае, для сплавов с концентрациями, лежащими в $\beta + \beta_2$ -области. При истинном распаде на две объемно-центрированные фазы (β и β_2) с незначительной разницей постоянных решетки, тем более при дисперсном распаде в малых объемах, лежащих в пределах когерентной области, нельзя, конечно, ожидать смещения интерференционных линий на рентгенограмме.

Данные магнитного анализа не противоречат [48, 49] предположениям, сделанным на основе рентгеновского анализа, сводящимся к тому, что высокая коэрцитивная сила Fe-Ni-Al-сплавов обусловлена подготовительной стадией распада пересыщенного твердого раствора. Это мнение было высказано Лившицем и Савцовой [48] и Снеком [49]. В работе Лившица и Львовой [50] была исследована кинетика распада переохлажденных Fe-Mo-растворов. В этой работе было показано, что повышение коэрцитивной силы происходит исключительно благодаря выделениям Fe₃Mo₂; при этом было показано, что в Fe-Mo-системе не уда-

ся обнаружить инкубационного периода распада пересыщенного твердого раствора на основании данных магнитного и резистометрического анализа. Этой системе была противопоставлена Fe-Ni-Al-система, где, как уже говорилось, наиболее коэрцитивное состояние определялось как состояние подготовки к распаду переохлажденного твердого раствора. Интересно отметить, что Снек [49] полгода спустя¹ на геттингенской конференции предложил по существу ту же структурную классификацию высококоэрцитивных сплавов. Он разделил их на «дисперсионотвердеющие» и «диффузионотвердеющие». Характерной для первой группы, в которой он также не находит инкубационной стадии распада, он считает систему Fe-Co-Mo (мы приводили [50] систему Fe-Mo), для второй — Fe-Ni-Al-систему, т. е. ту же систему, что и в работе Лившица и Савцовой.



Фиг. 29. Влияние времени и выдержка при отпуске

Одинаковая направленность в интерпретации фактов, обнаруженных советскими и голландскими магнитологами, объясняется в значительной мере тем, что как те, так и другие в своих рассуждениях базировались на диаграмме состояния, предложенной Кестером. В настоящее время, после опубликования диаграммы Бредли и Тейлора, наиболее достоверной, кажется возможным упрощение наших представлений о дисперсном распаде твер-

¹ В печати его доклад появился через 1½ года.

ного
сто-
ена
гив-
аду
что
ед-
жо-
вер-
вой
дии
си-
те-

а-
т-
их
н-
д-
з-
р-

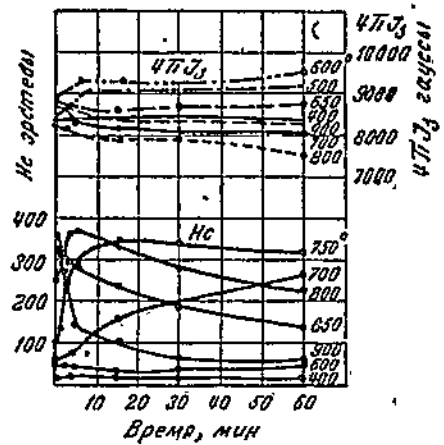
рых растворов в Fe-Ni-Al-системе. Противопоставление сплавов этой системы сплавам Fe-Co-Mo или Fe-Mo по признаку наличия или отсутствия инкубационной стадии распада, повидимому, должно быть отброшено. Этот вопрос подробно обсуждается ниже, после описания экспериментальной работы, целью которой являлось изучение кинетики превращений, идущих при термообработке Fe-Ni-Al-сплавов.

Изучение кинетики представляет собой как научный, так и практический интерес, так как дисперсионное твердение Fe-Ni-Al-сплавов характерно рядом аномальных эффектов, объяснение которых в рамках обычных представлений о старении наталкивается на существенные затруднения.

Обратимся к результатам наших экспериментов¹. На фиг. 29 и 30 дана зависимость коэрцитивной силы от продолжительности и температуры отпуска сплава с 27% Ni, и 15% Al при температурах от 400 до 900° после закалки с 1250° в воде. Этот сплав (плавка А) обладает вполне достаточной закаливаемостью, и закалкой в воде он практически полностью переохлаждается. При отпуске с последующим охлаждением в воде коэрцитивная сила достигает максимального значения в 350—360 эрстед. Это максимальное значение достигается тем быстрее, чем выше температура отпуска; падение при большой выдержке обусловлено коагуляцией фаз распада. Этот случай старения более подробно описан ниже.

Интересной особенностью Fe-Ni-Al-сплавов является тот факт, что при относительно медленном охлаждении от температур однофазной области эти сплавы приобретают значительно большую коэрцитивную силу, нежели в результате наилучшего отпуска. На фиг. 31 дана зависимость коэрцитивной силы от скорости охлаждения с 1250° (выдержка 15 мин.). При некоторой скорости, порядка 10°/сек. (охлаждение на воздухе для образцов 8 × 8 × 60 мм), коэрцитивная сила достигает 570 эрстед. Эта скорость в дальнейшем называется «критической».

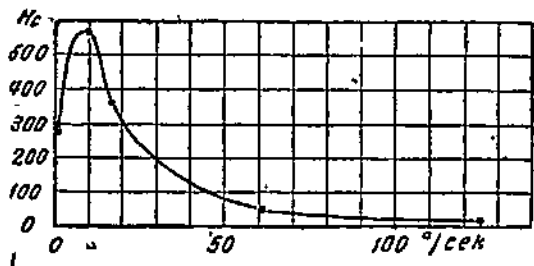
Случай этот является необычным; почти для всех дисперсионно твердеющих систем наилучшей обработкой является по возможности полное переохлаждение на твердый раствор и от-



Фиг. 30. Временные зависимости $4T_{0.2}$ и H_c для различных температур отпуска. Время в минутах

¹ Исследовались образцы 8 × 8 × 60 мм.

пуск при той температуре, при которой максимально возможная степень распада не сопровождается заметной коагуляцией. Резкое охлаждение при закалке необходимо для того, чтобы помешать распаду при относительно высоких температурах, так как при температурах, близких к линии ограниченной растворимости, могут выделиться сравнительно коагулированные кристаллики избыточной фазы. Не повышая твердость (или коэрцитивную



Фиг. 31. Зависимость коэрцитивной силы от скорости охлаждения сплава 27—15

силу) в достаточной мере, эти выделения, кроме того, понижают пересыщенность раствора и становятся центрами кристаллизации при дальнейшем распаде в процессе отпуска. Эта интерпретация, вытекающая непосредственно из взглядов, изложенных Мерика [51], экспериментально подтверж-

дается почти во всех известных случаях старения.

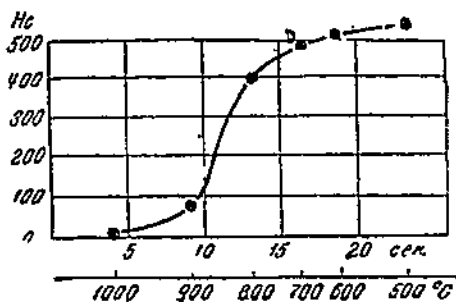
Однако старение Fe-Ni-Al-сплавов не укладывается в рамки этих представлений; как было показано, закалка с отпуском (обработка I типа) приводит к получению значительно более низкой коэрцитивной силы, чем охлаждение из однофазной области с критической скоростью (обработка II типа).

В работе Снека [49] был найден (для тройного сплава с 26,5% Ni и 12,3% Al, ост. — Fe) интервал температур, прохождение которого с критической скоростью обеспечивает получение наивысшей коэрцитивной силы. Снек охлаждал образцы, нагретые до 1200°, с критической скоростью, дающей наивысшую коэрцитивную силу, причем автоматически действующим реле охлаждение прерывалось при различных температурах и образцы при этом закаливались в воде. Таким образом фиксировались промежуточные состояния, получающиеся при наилучшей обработке II типа. На фиг. 32 представлены результаты измерения коэрцитивной силы для образцов, обработанных вышеуказанным методом. Из этого рисунка видно, что наиболее интенсивное нарастание коэрцитивной силы происходит в районе 900—800°. Повторением эксперимента Снека для сплава с 27% Ni и 15% Al удалось полностью воспроизвести вышеописанную картину, причем интервал наиболее резкого нарастания коэрцитивной силы был найден почти таким же (875—775°).

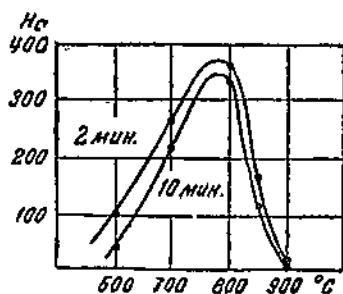
Для изучения кинетики превращений, идущих при обработке II типа, был применен метод переохлаждения образцов для различных температур, предложенный Давенпортом и Бейном [52]. Образцы стали 27-15 [плавка Б] нагревались до 1250°, выдерживались 10 мин., закаливались в свинце, нагретом до 600—850°, или в алюминии 900° и затем после пребывания от 1 до 60 мин.

жная
 . Рез-
 поме-
 з как
 лости,
 длки
 гвную
 очной
 ления,
 жают
 раст-
 цен-
 зации
 рас-
 от-
 рета-
 не-
 из
 нных
 пер-
 жерж-
 амки
 ском
 юлее
 об-
 ва с
 кож-
 нне
 гре-
 шую-
 реле-
 раз-
 лись
 бра-
 зния
 ным
 на-
 300°.
 ½ Ал
 при-
 или
 утке
 раз-
 [52].
 тер-
 50°.
 инн.

при этих температурах закаливались в воде. В этом эксперименте влияние скорости охлаждения практически было устранено, так как охлаждение в жидком свинце, в интересующем нас интервале температур, происходит почти с той же скоростью, что и в воде. Таким образом оказалось возможным проследить за распадом твердого раствора в изотермических условиях при промежуточных температурах охлаждения.



Фиг. 32. Зависимость коэрцитивной силы от температуры перерыва критического охлаждения от 1200° 26,5—12,3-сплава (Снек)

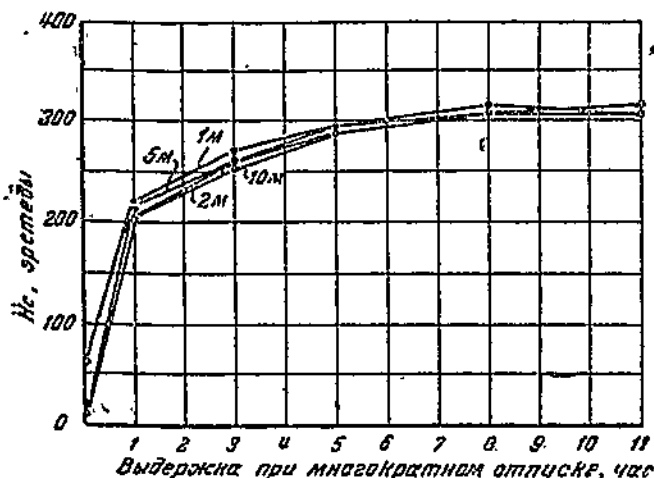


Фиг. 33. Зависимость коэрцитивной силы от температуры термостата при «изотермическом» переохлаждении

На фиг. 33 приведена зависимость коэрцитивной силы от температуры переохлаждения и изотермической выдержки в термостате (2 и 10 мин.). Кривые по своему характеру таковы же, как и кривые зависимости коэрцитивной силы от температуры отпуска (фиг. 29), который также завершался быстрым охлаждением в воде. Это сходство изотермической и двойной обработки было показано ранее [50] для Fe-Mo-сплавов, которые подвержены дисперсионному твердению в обычном понимании этого термина. Вначале имеет место возрастание коэрцитивной силы, связанное с образованием напряжений, образующихся при дисперсном распаде, и далее наблюдается ее понижение за счет коагуляции и обратной растворимости. Падение коэрцитивной силы в условиях обратной растворимости было обнаружено также на Fe-Mo-сплавах [50]. Точнее говоря, обратная растворимость имеет место лишь в тех случаях, когда в процессе нагрева образца до той или иной температуры отпуска идет распад при прохождении более низких температур. Если же этот распад идет вяло или вовсе отсутствует, то обратной растворимости как таковой нет, но степень дифференциации компонентов в гетерогенной смеси, в соответствии с диаграммой состояния, будет тем меньше, чем выше температура отпуска. Для Fe-Ni-Al-системы справедливо это последнее положение, так как диффузия в этих сплавах идет весьма медленно.

Для приобретения хотя бы косвенных свидетельств о структурном состоянии Fe-Ni-Al-образцов, прошедших изотермическую

обработку, они все были отпущены при 700° (с последующим охлаждением в воде); этот отпуск производился многократно, причем после каждой операции измерялась коэрцитивная сила.



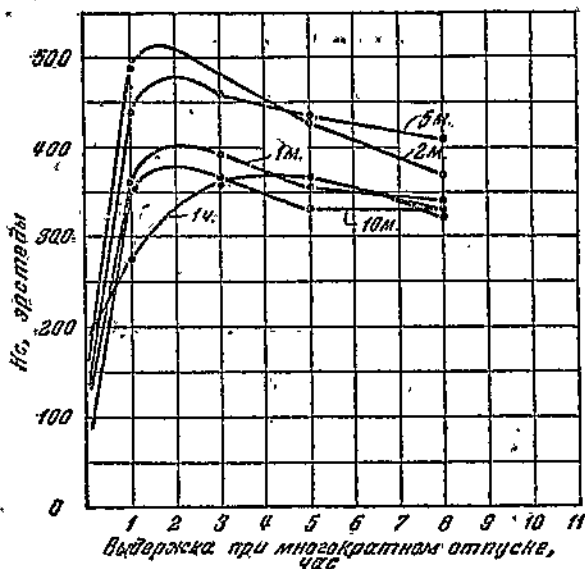
Фиг. 34. Многократный отпуск при температуре 700° изотермически обработанных образцов (с температуры 1250° — алюминий 900°) с различной выдержкой

На фиг. 34—39 видно, как изменяется коэрцитивная сила при отпуске образцов, предварительно прошедших различные обработки с «изотермическим» переохлаждением. Фиг. 34 характеризует нормальный отпуск полностью переохлажденного твердого раствора. Переохлаждая твердый раствор погружением в жидкий металл, нагретый на 900° , мы не вносим никаких изменений в структуру образца, так как эта температура на диаграмме состояния находится выше поверхности, ограничивающей растворимость в твердом виде. Что касается температур переохлаждения 850 , 800 , 775 , 700 и 600° , то в этих случаях обращает на себя внимание то обстоятельство, что максимум коэрцитивной силы, получающийся при отпуске на 700° , тем больше, чем выше (от 600 до 850°) температура переохлаждения. В табл. 4

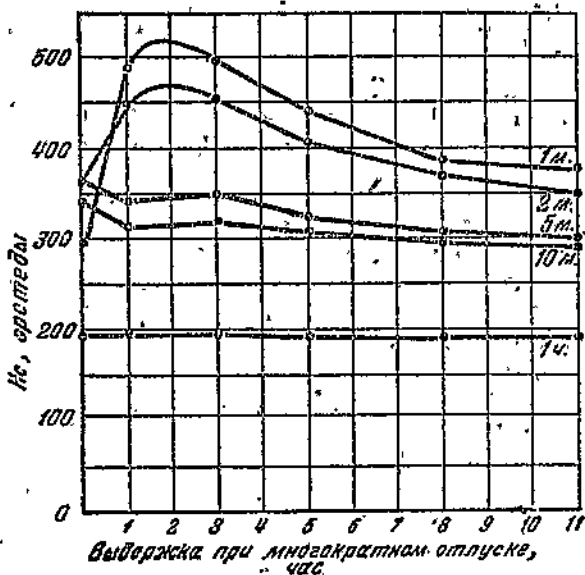
Таблица 4

Температура «изотермического» переохлаждения, $^{\circ}\text{C}$	H_c , эрстед	Температура «изотермического» переохлаждения, $^{\circ}\text{C}$	H_c , эрстед
900	315	775	455
850	510	700	345
800	515	600	310

лицим
атно,
сила.



Фиг. 35. Многократный отпуск при температуре 700° изотермически обработанных образцов (с температуры 1250° — свинец 850°) с различной выдержкой



Фиг. 36. Многократный отпуск при температуре 700° изотермически обработанных образцов (с температуры 1250° — свинец 800°) с различной выдержкой

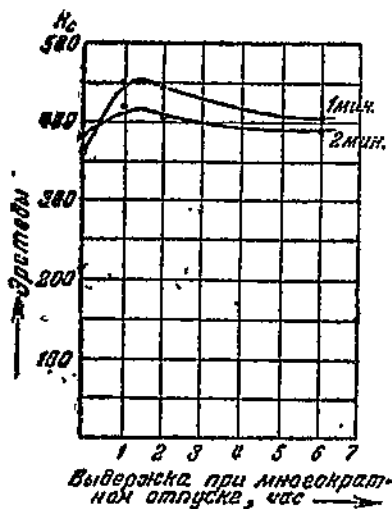
при
бра-
кте-
вер-
му в
зме-
диа-
щей
еох-
даст
тив-
чем
1. 4

1 4

ед

сопоставлены максимальные значения коэрцитивной силы, заимствованные из фиг. 34—39; зависимость этих значений от температур переохлаждения дана на фиг. 40.

Переохлаждение до 600° и последующая закалка в воде почти полностью фиксируют твердый раствор, полученный при нагреве, так как при 600° процесс отпуска, как видно из фиг. 29 и 30,



Фиг. 37. Многократный отпуск при 700° изотермически обработанных образцов (с температуры 1250° — свинец 775°) с различными выдержками

практически только начинается. Поэтому последующий отпуск образцов при 700° , прошедших $1250-600-20$ -градусную обработку (фиг. 39), принципиально таков же, как и отпуск после закалки на твердый раствор. В этих случаях коэрцитивная сила после оптимального отпуска не превосходит $300-315$ эрстед. Из фиг. 35—38, видно, что ступенчатое переохлаждение при температурах $700-850^{\circ}$ некоторым образом подготавливает твердый раствор к процессу дисперсного распада, имеющему место при последующем отпуске на 700° . Нужно отметить, что коэрцитивная сила в результате этого отпуска в некоторых случаях (фиг. 35 и 36) достигает 500 эрстед и выше, т. е. значений, характерных для обработки II типа.

Температуры промежуточного переохлаждения ($800-850^{\circ}$), позволяющие при последующем отпуске получить эти высокие значения,

лежат именно в том температурном интервале, в котором, по Снеку (фиг. 32) и нашим данным, резко возрастает коэрцитивная сила при обработке II типа.

Основываясь на этих данных, можно предположить, что критическая скорость охлаждения при этой обработке — это такая скорость, при которой в верхнем интервале температур (для сплава $27\% \text{ Ni}$, $15\% \text{ Al}$ — $875-775^{\circ}$) успевает пройти «подготовительный» процесс, а в нижнем интервале ($775-650^{\circ}$) успевает с достаточной полнотой завершиться дисперсный распад. Изотермической обработкой и последующим отпуском, как видно из фиг. 34—39, можно расчлениить эти два процесса, протекающих при обработке II типа.

В чем сущность этих двух процессов? На этот вопрос, как уже говорилось, структурный анализ не отвечает. Объясняется, повидимому, это тем, что в высококоэрцитивных состояниях сплава возникающая химическая неоднородность распространяется на столь малые области, что дифференциация компонентов происходит на участках, меньших, нежели когерентная область,

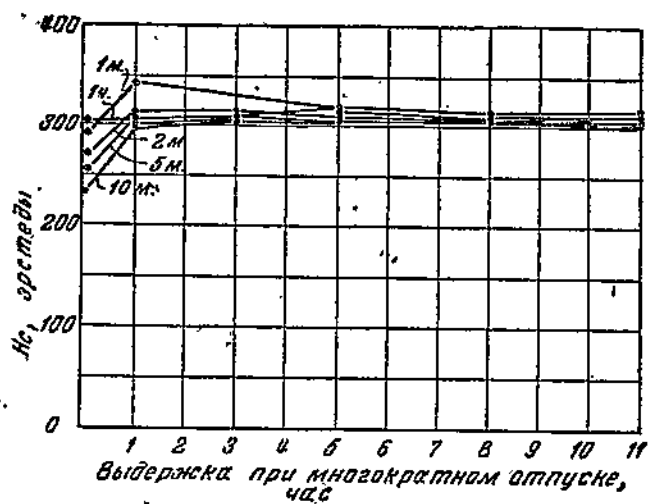
займ-
емпе-

почти
греве,
1 30,
я. По-
образ-
250—
(фиг.
как
ердый
(итив-
) от
5 эр-
о сту-
тем-
м об-
рас-
рас-
осле-
но от-
ла в
жото-
ости-
наче-
ки II.

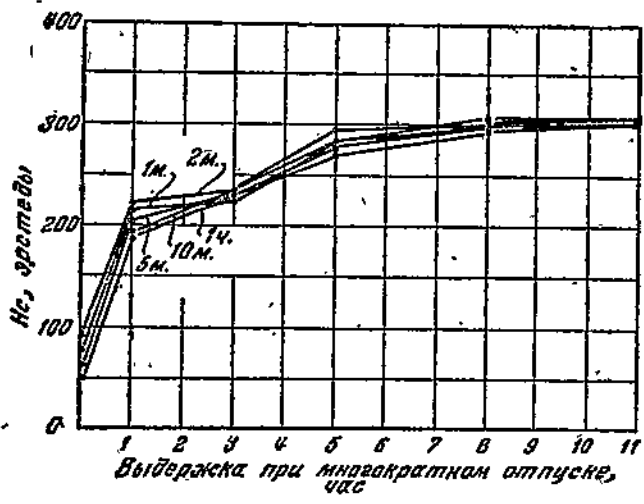
ного
изво-
тпус-
ения,
Сне-
вная

кри-
акая
(для
гото-
вает
стер-
о из
щих

как
ется,
пла-
ется
про-
асть.



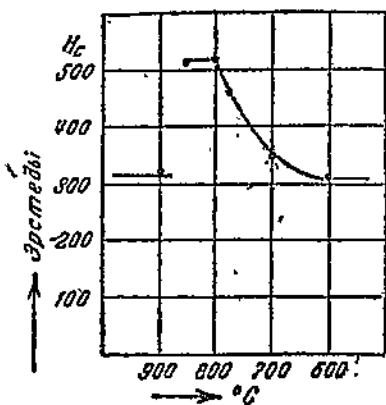
Фиг. 38. Многократный отпуск при температуре 700° изотермически обработанных образцов (с температуры 1250° — свинец 700°) с различными выдержками



Фиг. 39. Многократный отпуск при температуре 700° изотермически обработанных образцов (с температуры 1250° — свинец 600°) с различной выдержкой

и интерференционная картина рентгеновских лучей соответствует усредненному периоду решетки, т. е., периоду однородного твердого раствора. Поэтому при интерпретации приведенных данных приходится базироваться на более или менее вероятных предположениях.

Наиболее простым является предположение о «ступенчатом» распаде твердого раствора при охлаждении. Для иллюстрации этого предположения на фиг. 41 приведен схематический разрез, проходящий через коноду, на которой лежит наш сплав X. Характерной особенностью этого сплава, лежащего в $\beta + \beta_2$ -области, является резкое изменение разрыва концентраций фаз распада по мере изменения температуры их равновесия. Так, сплав с 27% Ni и 15% Al при 900° однороден, а при комнатной температуре проходящая через него конода простирается почти от вершины железного угла до центра концентрационного треугольника.



Фиг. 40. Максимальная коэрцитивная сила, получающаяся при повторном отпуске на 700°, в зависимости от температуры «изотермического» переохлаждения

При нагреве сплава до 900° и переохлаждении на 850° твердый раствор распадается на фазы a и a_1 . Этот распад реализуется в сравнительно малых объемах, однако величина и градиент возникающих напряжений недостаточны для значительного возрастания коэрцитивной силы. Последующий отпуск при 700° приводит к дальнейшему распаду фаз a и a_1 на фазы d и d_1 . При этом вторичный распад локализуется в объемах a и a_1 , которые испытывают при этом дальнейшее дробление. Это повышение дисперсности в объемах a и a_1 увеличивает коэрцитивную силу до 500 эрстед и выше. Если выдержка при 850° недостаточна (фиг. 35), то процесс $a \rightarrow a_1$ -распада не успевает пройти, и при повторном наложении отпуска при 700° идет процесс, близкий по своему существу к процессу отпуска твердого раствора закалки. Если же выдержка при 850° излишне велика, то области a и a_1 коагулируют, и последующий отпуск на 700° приводит к меньшей дисперсности d и d_1 -фаз, рост которых начинается на границах a и a_1 -блоков; в своем распределении (дисперсности) d и d_1 -фазы генетически связаны с a и a_1 -блоками. Из фиг. 35 и 36 видно, что выдержка, например, в течение 5 минут при 850° и 800° приводит уже к уменьшению экстремального значения коэрцитивной силы при последующем отпуске на 700°.

Из фиг. 40 видно, что при понижении температуры «изотермического» переохлаждения падает также и наибольшее значение коэрцитивной силы, получающееся при 700-градусном отпуске.

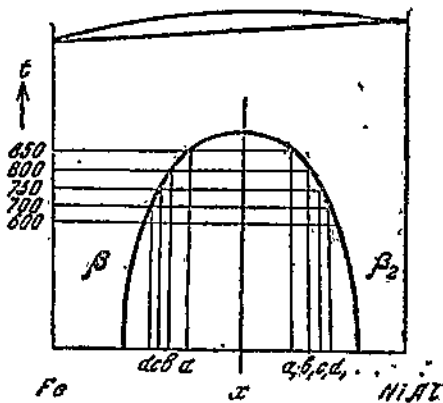
Для объяснения хода кривой на фиг. 40 нужно предположить, что объемы, на которые распадается переохлажденный твердый раствор, тем крупнее, чем ниже температура распада. Повидимому, чем ниже температура переохлажденного твердого раство-

том
ации
рез,
кото-
стер-
ава,
яв-
рыва
мере
ивно-
Ni и
при
кодя-
рает-
ного
ного
Ю° и
рдый
и a₁
вни-
век
с на-
начи-
тив-
аль-
этом
эрые
ыше-
тив-
850°
эает
про-
одого
ника,
700°
с на-
дис-
ами.
и ми-
ного
700°
тер-
наче-
от-
кить,
рдый
види-
ство-

ра, тем больше разрыв концентраций фаз распада и, вследствие этого, тем больше пути диффузии атомов при образовании этих фаз.

Повторный отпуск, например, при 700°, приводя к дроблению фаз $a-a_1$, $b-b_1$, $c-c_1$ на фазы d и d_1 , повышает, во всех случаях коэрцитивную силу, однако степень этого повышения тем меньше, чем крупнее дробящиеся участки a , b , c , a_1 , b_1 и c_1 . Повидимому, в области более низких температур этот процесс дробления начинается по границам блоков a , b , c , a_1 , b_1 и c_1 .

Следует остановиться еще и на следующем вопросе: являются ли эти процессы внутривещными или же они связаны с образованием пространственно протяженных границ между фазами. Разрешение поставленного вопроса затрудняется тем, что обе фазы β и β_2 имеют одинаковые решетки объемно-центрированного куба (с одинаковым как координационным числом, так и числом атомов в элементарной ячейке). Это обстоятельство, а также и постепенный ход в изменении концентрации, благодаря весьма вялой диффузии, вызы-



Фиг. 41. Схема линии равновесия β - и β_2 -фаза

вают значительную трудность размежевания β и β_2 -фаз. В таких условиях мы вправе ожидать появления высокой коэрцитивной силы. Независимо от того, образуется или нет поверхность раздела между фазами, величина коэрцитивной силы будет зависеть от размеров тех участков, на которые так или иначе расщепляется пересыщенный твердый раствор. Если считать, что выделения имеют место, то они не выходят за пределы когерентных областей и рентгеновским путем обнаружены, быть не могут [44, 45].

Аналогичные явления наблюдаются и в других сплавах, которые используются в качестве высококоэрцитивных; таковы Cu-Fe-Ni-сплавы [57]. В этих сплавах также исходный твердый раствор и продукты распада имеют одну и ту же решетку (гранцентрированный куб).

Составы фаз распада здесь также значительно удалены один от другого. Здесь также возможно получение высокой коэрцитивной силы при обработке II типа.

Коэрцитивная сила этих сплавов доходит до 400—500 эрстед.

Эта гипотетическая картина распада нуждается в уточнении некоторых деталей. Прежде всего необходимо объяснить тот факт, что величина коэрцитивной силы после максимума, начиная с температуры отпуска или «изотермического» переохлажде-

ния, равной $775-800^{\circ}$ (фиг. 29 и 33), падает. Можно было бы ожидать, что это значение коэрцитивной силы при повышении температуры распада будет непрерывно возрастать, что соответствовало бы сделанному здесь допущению об измельчении объемов, на которые распадается твердый раствор, по мере приближения к границе гомогенности (фиг. 41). Необходимо, однако, иметь в виду, что величина (и градиент) напряжений зависит не только от дисперсности продуктов распада, но и от того, насколько они различаются по величине периода пространственной решетки. Совершенно ясно, что это различие по периоду будет уменьшаться при повышении температуры распада. Отсюда при повышении температуры изотермического распада (или отпуска) изменение коэрцитивной силы будет зависеть от двух факторов, действующих во взаимно противоположных направлениях. До $775-800^{\circ}$ преобладает влияние увеличивающейся дисперсности, при более высоких температурах в большей мере сказывается сближение параметров решеток β и β_2 -фаз, по мере приближения к границе их взаимной растворимости. При наиболее благоприятном сочетании этих факторов получается наибольшее значение коэрцитивной силы (максимумы на кривых фиг. 29 и 33).

Необходимо остановиться также на роли границ блоков a , b , c , a_1 , b_1 , c_1 и т. д. в процессе дробления этих блоков. Роль границ должна пониматься в том смысле, что по границам блоков происходит распад прежде, чем в других местах, обладающих большей стабильностью, который далее распространяется в глубь блока. При этом, описанный выше распад в каждый данный момент происходит на границе раздела между распавшейся частью блока и нераспавшимся твердым раствором. Наибольшие напряжения возникают на этой границе распавшейся зоны, что стимулирует дальнейший распад, который протекает с автокаталитическим ускорением. Основываясь на этих представлениях, можно объяснить ход кривой на фиг. 40. Чем мельче блоки распада первой стадии, т. е. чем более развита их граничная поверхность, тем больше число «зародышей» второй стадии распада (дробления) и тем выше получающаяся в результате коэрцитивная сила.

Аналогичную картину нужно представлять себе и для распада Fe-Ni-Al-сплавов при обработке II типа (при распаде в верхней температурной области и дальнейшем дроблении образовавшихся блоков). В этом случае процесс идет с такой скоростью, что он заканчивается до наступления стадии коагуляции. Речь идет о подлинно коллоидном распаде, приводящем к получению высокой коэрцитивной силы.

Процессы, идущие при отпуске Fe-Ni-Al-сплавов, принципиально весьма близки к уже описанным процессам «изотермического» переохлаждения. В обоих этих случаях процессы распада сопровождаются одинаковым изменением свойств.

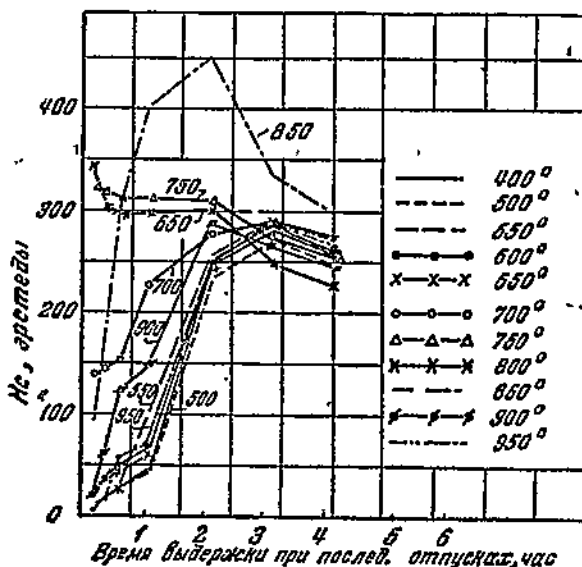
о бы
лении
соот-
нении
при-
одно-
висит
того,
твен-
пе-
аспа-
спада
, от
прав-
дис-
ска-
мере
айбо-
боль-
г. 29

а, b,
аниц
про-
боль-
лубь
мо-
стью
пря-
иму-
а та-
ред-
льче
ичная
рас-
ко-

пада
хней
ихся
он
ет о
высо-

иаль-
кого»
со-

На фиг. 42 и 43 приведено изменение коэрцитивной силы при повторном отпуске на 700° образцов (плавка А), прошедших предварительную закалку с 1250° в воде и отпуск при $400-950^{\circ}$ в течение 15 и 60 мин. Отпуска как после закалки, так и повторные при 700° заканчивались охлаждением в воде. Из фиг. 42 и



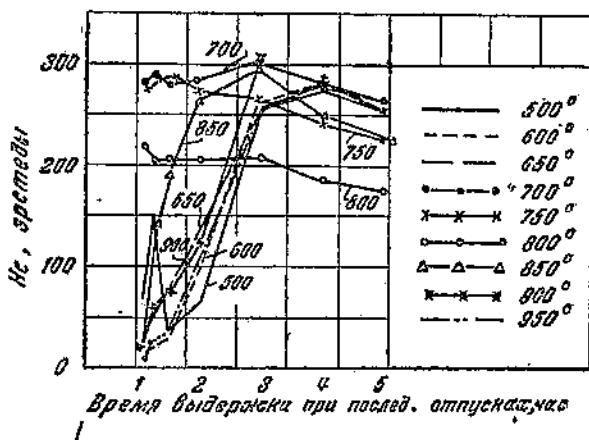
Фиг. 42. Изменение коэрцитивной силы при отпуске на 700° образцов, предварительно прошедших закалку и отпущенных при различных температурах ($400-950^{\circ}$) в течение 15 мин.

43 видно, что результат отпуска при 700° определяется подготовкой твердого раствора, которая имела место при его пребывании в той или иной температурной области. В районе 850° получается та наилучшая структура распада, которая позволяет при последующем отпуске получить высокую коэрцитивную силу. Из сравнения фиг. 42 и 43 видно также, что «передержка» до 60 мин. в этой области (аналогично тому как и при «изотермическом» переохлаждении) заметно снижает экстремальное значение коэрцитивной силы, получающееся при последующем отпуске на 700° .

Эти факты позволяют утверждать, что как отпуск, так и «изотермическое» переохлаждение твердого раствора вызывают принципиально одни и те же структурные превращения.

Из фиг. 44 видно, что окончательный отпуск при 650° действует так же, как и при 700° . Однако скорость превращения значительно понижается при уменьшении температуры.

Необходимо указать на то, что две характерные стадии распада, которые могут быть разделены фактически при изотермической обработке с последующим отпуском, непрерывно переходят одна в другую при обработке II типа. Процесс «дробления» фаз распада связан, очевидно, с упорядочением β_2 -фазы, т. е. с перегруппировкой атомов на близких расстояниях. Это увеличение степени порядка на близких расстояниях в процессе β — β_2 -распада повышает градиент концентрации и увеличивает коэрцитивную силу.

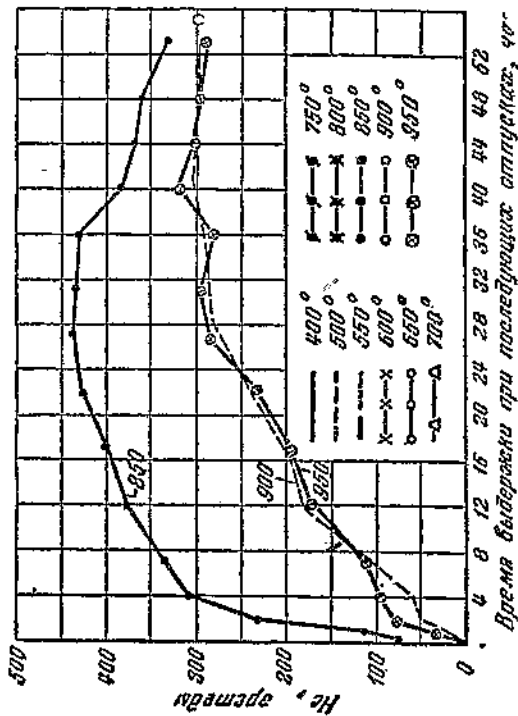
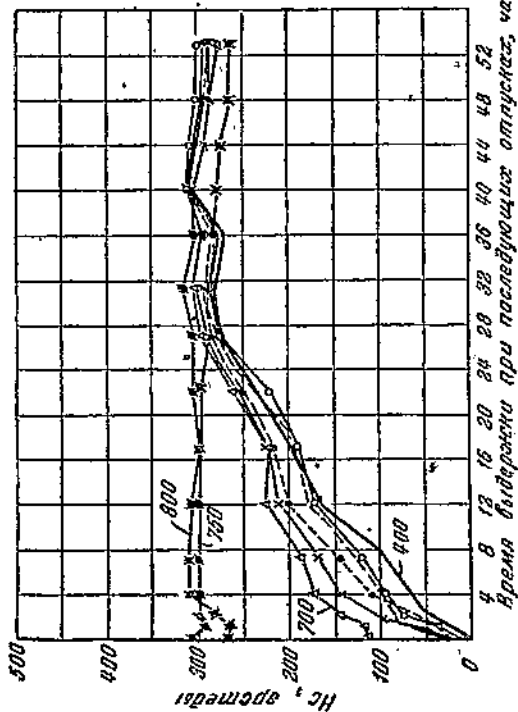


Фиг. 43. Изменение коэрцитивной силы при отпуске на 700° образцов, предварительно прошедших закалку и отпуск при различных температурах (500 — 950°) в течение 60 мин.

Вследствие этого о «двух стадиях» распада при обработке II типа можно говорить лишь условно (применительно к случаям их технического разделения), тем более, что распадам при более высоких и низких температурах нет необходимости приписывать различный механизм.

Повидимому, различием в величине блоков, выпадающих при старении этих сплавов, и различием их концентраций могут быть объяснены наблюдаемые явления. Нет, однако, оснований категорически утверждать, что при последовательном распаде фаз a , b , c , d и т. д. (фиг. 41) он идет в соответствии с диаграммой равновесия:

Например, можно думать, что в процессе обработки II типа происходит выделение фаз неопределенного состава, ибо диффузия в этих условиях весьма затруднена. В работе автора, посвященной высококоэрцитивным Cu-Ni-Fe-сплавам, удалось показать, что выделение фаз неопределенного состава действительно имеет место [57].



Фиг. 44. Изменение вязкостивой силы при отпуске на 650° образцов, предварительно прошедших закалку и отпущку при различных температурах (400—950°). Закалка: 1250°—15 мин.—вода. Предварительный отпущку в течение 15 мин.; охлаждение в воде

Из формулы Томсона-Фрейндлиха:

$$RT \ln \frac{S_r}{S_\infty} = \frac{2M\sigma}{\rho r},$$

где R — газовая постоянная,

T — абсолютная температура,

S_r — молярная растворимость кристаллов радиуса r ,

S_∞ — молярная растворимость для кристаллов бесконечно большого радиуса,

M — молекулярный вес,

σ — поверхностное натяжение на границе раздела и

ρ — плотность,

впервые примененной С. Т. Конобеевским [64] к распаду твердых растворов, следует, что при повышении T радиус выпадающего кристаллика r может уменьшаться, если $\ln S_r / S_\infty$ изменяется относительно мало. В том же направлении действует и уменьшение σ при повышении температуры. Таким образом высказанное предположение об измельчении фаз распада при повышении температуры распада не противоречит теории Гиббса-Томсона, если допустить, что между этими фазами образуется поверхность раздела.

Современная теория ферромагнетизма не дает возможности количественно оценить полученные результаты и тем самым проверить высказанные предположения.

Согласно Кондорскому [53] изменение знака намагничивания, при переходе через коэрцитивное поле, обусловлено смещением «стенки» между областями спонтанного намагничивания. Величина этой стенки приблизительно может быть оценена из формулы:

$$\delta = a \sqrt{\frac{A}{b/2\lambda_s\sigma + bK^2}}$$

где a — период решетки,

δ — так называемая стабильная стенка,

A — величина, характеризующая обменную энергию на единицу объема, равная kT_c/a^3 , k — коэффициент Больцмана,

T_c — точка Кюри ($\approx 1000^\circ \text{K}$),

λ_s — магнетострикция насыщения,

σ — величина внутренних напряжений,

K — константа анизотропии, определяемая из кривой намагничивания монокристалла, и $b \approx 1$ — фактор, который определяется из кристаллической ориентировки в «стенке».

Подставляя в эту формулу $K = 1,5 \cdot 10^5 \text{ эрг/см}^3$ [21] и $\lambda_s = 15 \cdot 10^{-6}$ и $\sigma = 200 \text{ кг/мм}^2$, получаем $\delta = 100 \text{ а}$.

Наибольшей коэрцитивной силе соответствует случай, когда δ приблизительно равна периоду колебаний упругих напряжений в

* За сообщение этой измеренной и неопубликованной величины выражаю сердечную благодарность проф. д-ру А. С. Займовскому.

решетке 1. Если 1 определяется при коллоидном распаде Fe-Ni-Al-сплава химической неоднородностью, то указанная выше величина ($\delta \approx 100 \text{ \AA}$) находится в хорошем согласии с приведенными ранее рассуждениями. Действительно, величина порядка десятков (в пределах первой сотни) атомных слоев находится на границе рентгеновской различимости. Однако этот подсчет δ показывает, что, по крайней мере, к Fe-Ni-Al-сплавам с высокой коэрцитивной силой концепция смещения «стенки» едва ли применима. В противном случае, нужно было бы высказать предположение, что спонтанная область намагничивания распространяется на большое количество β - и β_2 -участков, т. е. является химически неоднородной. Здесь кажется более вероятным механизм вращения, предложенный Беккером. Подсчет коэрцитивной силы по известной, предложенной им, формуле не дает сколько-нибудь удовлетворительного совпадения с экспериментальными данными.

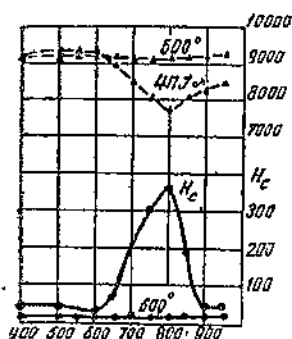
Нужно признать, что теория ферромагнетизма химически неоднородных тел находится еще в начальной стадии своего развития и конкретное применение теории к расчету технических свойств высококоэрцитивных сплавов в настоящее время исключено.

Заслуживает интереса поведение магнитного насыщения при отпуске закаленных образцов. Из фиг. 29 и 30 видно, что оно имеет максимальное значение¹ после отпуска при 600° и минимальное — при 800°. Отпуск при 900—950° с последующим охлаждением в воде (фактически закалка) приводит к получению исходного значения $4\pi I_s$. Как известно из рентгеновских работ, цитированных выше, закаленные на твердый раствор образцы Fe-Ni-Al-сплавов имеют упорядоченную структуру. Из работ Бредли и Роджерса [56] и др. следует, что ферромагнитное насыщение должно возрастать при появлении или увеличении степени упорядоченности решетки. О связи изменения магнитного насыщения с упорядочением решетки в Fe-Ni-Al-сплавах впервые высказал предположение Снек [49].

Можно предположить, что повышение магнитного насыщения до 600° (фиг. 29) обусловлено повышением упорядоченности решетки; дальнейшее снижение (до 800°) — выделением слабо магнитной β_2 -фазы. После 800° насыщение растет из-за повышения растворимости β_2 -фазы в β -растворе и при 900—950°, как уже говорилось, достигает исходного значения. Отсюда следует, что дополнительное упорядочение, приобретаемое сплавом при 600°, снимается при более высоком нагреве. Для проверки этого положения была взята серия образцов плавки А, закалена с 1200° (выдержка 15 мин.), отпущена при 600° в течение 1 часа на максимальное насыщение и затем каждый образец этой серии вновь отпускаялся на ту или иную температуру от 400 до 950° в течение 15 мин. Как обычно, отпуски завершались охлаждением в воде. Результаты приведены на фиг. 45; как видно, до 600° практически не меняется ни $4\pi I_s$, ни H_c , что свидетельствует о неизменности

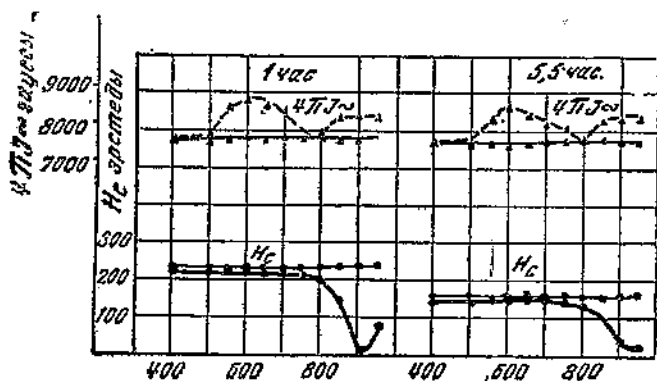
¹ Наличие максимума $4\pi I_s$ при отпуске на 600° впервые обнаружили Лившиц и Грингауз [17].

структуры образцов (прошедших предварительный отпуск на 600°). При отпуске на $600\text{--}800^\circ$ идет распад с выделением β_2 -фазы и понижением степени упорядоченности β -раствора; магнитное насыщение падает, коэрцитивная сила растет. При нагревах до $800\text{--}950^\circ$ имеет место повышенная растворимость; коэрцитивная сила падает, насыщение растет. Тот факт, что отпуск на 950° не реставрирует значения $4\pi I_s$ до величины, полученной после предварительного отпуска на 600° , говорит о том, что нагрев выше 600° необратимо уменьшает ту дополнительную составляющую, которая обусловлена дополнительным упорядочением. Повидимому, при выделении β_2 -фазы происходит некоторое нарушение упорядоченности β -раствора.



Фиг. 45. Влияние предварительного 1-ч. отпуска на 600° . Закалка: 1200° —15 мин.—вода. Предварительный отпуск с охлаждением в воде

Такой же эксперимент был произведен еще раз, но с той лишь разницей, что предварительно закаленные с 1200° образцы были отпущены на 800° для получения наименьшего значения магнитного насыщения. Результаты приведены на фиг. 46. До 600° насыщение повышается за счет дополнительного упорядочения β -фазы. Максимальное значение, однако, не достигает максимума, получающегося в ранее описанном случае, что объясняется наличием в структуре сплава β_2 -фазы, появившейся при предварительном отпуске на 800° . Повторный отпуск при $600\text{--}800^\circ$ понижает насыщение за счет частичного разупорядочения β -фазы.



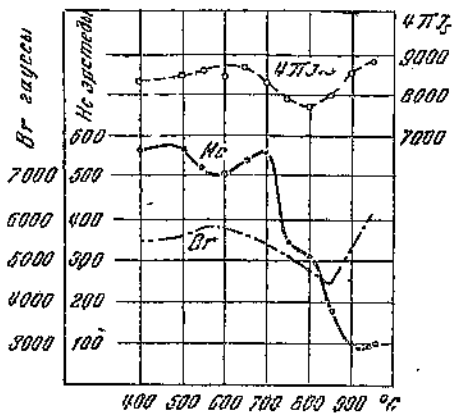
Фиг. 46. Горизонтальные линии соответствуют экспериментальным данным, полученным при предварительном отпуске

Дальнейший рост $4\pi I_s$ при одновременном падении H_c , обусловлен увеличением растворимости β_2 -фазы.

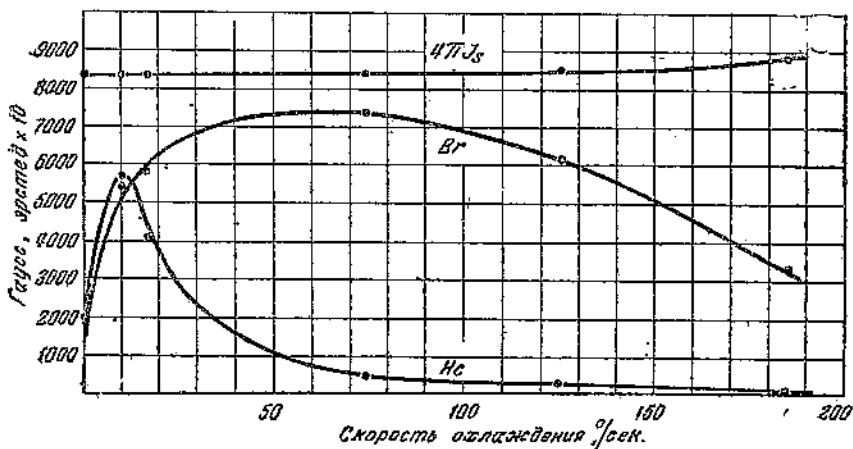
Образцы, нагретые на 1200° , охлаждались на воздухе (обра-

ботка II типа — на высокую коэрцитивную силу) и затем отпускались в течение 15 мин. с последующим быстрым охлаждением в масле (фиг. 47). Как видно, подъем магнитного насыщения при 600—650° имеет место, так же как и в случае предварительной обработки на 800° (фиг. 46). Можно предположить, что в обоих этих случаях имеется гетерогенная $\beta + \beta_2$ -структура, различающаяся лишь степенью дисперсности.

По изменению коэрцитивной силы (фиг. 47) можно предположить, что в районе 700—750° имеет место укрупнение $\beta + \beta_2$ -фаз, что резко снижает коэрцитивную силу. При более высокой температуре отпуска превалирует повышенная растворимость. В районе предполагаемого (по $4\pi I_s$) упорядочения имеет место аномальное изменение коэрцитивной силы. Существенным и практически интересным является повышение остаточной индукции при отпуске, до 600°, которая следует здесь за изменением магнитного насыщения. Об этом явлении в сплавах,



Фиг. 47. Зависимость магнитных свойств сплава 27—15 от температуры отпуска после обработки II типа



Фиг. 48. Зависимость магнитных свойств от скорости охлаждения

обработанных на высокую коэрцитивную силу, речь, еще впереди, при обсуждении термообработки технических сплавов.

На фиг. 48 дана зависимость магнитных свойств сплава 27-15 (плавка В) от скорости охлаждения с 1250° (выдержка 15 мин.).

Магнитное насыщение непрерывно возрастает по мере увеличения скорости охлаждения. Самые левые точки (0,1°/сек) соответствуют отжигу¹. Как видно, магнитное насыщение для отожженного образца очень мало отличается от насыщения для образца, охлажденного с критической скоростью (обработка II типа). Повидимому, отжиг и обработка II типа приводят к получению структуры $\beta + \beta_2$ -распада. В обоих случаях магнитное насыщение ниже, чем для образца, закаленного на β -раствор (закалка в воде 20°).

Из фиг. 48 видно также, что максимальные значения остаточной индукции и коэрцитивной силы получаются при различных скоростях охлаждения, что является общим для всех высококоэрцитивных сплавов на Fe-Ni-Al-основе.

Выводы

1. Металлографическим и магнитным методом показано, что фазовая диаграмма при комнатной температуре, построенная Бредли и Тейлором [29], более правильна, нежели диаграмма Кестера [12].

2. Микроскопически удается обнаружить в некоторых сплавах три фазы, которые должны соответствовать β , β_2 и α -фазам Бредли и Тейлора. По своим составам эти сплавы лежат в трехфазной области на диаграмме Бредли и Тейлора.

3. Найдено, что в трехфазных сплавах переход в гомогенный раствор происходит в две стадии, а именно: имеет место взаимная растворимость $\beta + \beta_2$ -фаз и переход в β -раствор α -фазы.

4. Уточнены и детализированы температуры образования гомогенного твердого раствора для Fe-Ni-Al-сплавов в сравнительно узкой области практических концентраций (8,5—17,5% Al и 15—31% Ni).

5. Установленные в данной работе температуры образования гомогенных растворов и аналогичные температуры, полученные Кестером, совпадают при 7,5% Al и несколько расходятся при 12,5% Al.

6. По нашим данным линии, отделяющие $\beta + \beta_2$ -область от трехфазной $\beta + \beta_2 + \alpha$ -области и от однофазной β_2 -области, должны быть несколько смещены к более высоким содержаниям алюминия. Возможно, что это смещение обусловлено наличием углерода и марганца в наших сплавах. Линия между β_2 -областью и $\beta + \beta_2$ -областью должна быть проведена на фиг. 8 между точками 21 и 22 через точку 14.

7. Непосредственное охлаждение с критической скоростью Fe-Ni-Al-сплавов от температуры однофазной области (обработка II типа) приводит к получению значительно более высоких значе-

¹ При 700° отжиг прерывался и образцы охлаждались на воздухе во избежание роста $4\pi I_s$ в районе 600—650°.

ний коэрцитивной силы, нежели закалка на твердый раствор с последующим отпуском¹ (обработка I типа).

8. Магнитным анализом показано, что при обработке II типа идет многократный распад. При этом низкотемпературный распад только тогда приводит к наибольшей коэрцитивной силе, когда сплав уже подготовлен высокотемпературным распадом. Обработку II типа можно технически разложить на две термообработки, причем каждой из них будет соответствовать первый или второй из вышеуказанных процессов. Другими словами, для получения наибольшей коэрцитивной силы нужно провести распад твердого раствора, по крайней мере, при двух температурах (при 875—850° и 700—650° приблизительно).

9. Показано, что как при отпуске переохлажденного твердого раствора, так и при изотермическом выдерживании его в процессе охлаждения коэрцитивная сила изменяется одинаковым образом.

10. Найдено обратимое изменение магнитного насыщения при отпуске; констатируется наличие максимума магнитного насыщения после отпуска при 600° и минимума — после отпуска на максимальную коэрцитивную силу.

11. Показано, что ростом магнитного насыщения можно воспользоваться для повышения остаточной индукции образцов, прошедших термообработку II типа.

12. Высказана гипотеза о характере атомных перемещений при дисперсном β - β_2 -распаде. Предполагаемая степень дисперсности и разница концентраций выпадающих фаз связываются с величиной коэрцитивной силы. Изменение магнитного насыщения рассматривается в связи с предполагаемым упорядочением β -фазы и выделением слабомагнитной β_2 -фазы.

¹ Из 26 исследованных сплавов исключение составляет только один сплав № 26 с очень высоким содержанием никеля (36%), находящийся в трехфазной области диаграммы состояния.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА СПЛАВА НА ЕГО ТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

А. ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ

Рассмотрим влияние концентрации никеля и алюминия в тройных Fe-Ni-Al-сплавах на технические свойства этих сплавов. Под техническими свойствами здесь понимаются: остаточная индукция (B_r), коэрцитивная сила, (H_c) и магнитная энергия ($B \cdot H$)_{max}:8π, а также критическая скорость охлаждения при закалке, обеспечивающая получение наилучших магнитных свойств.

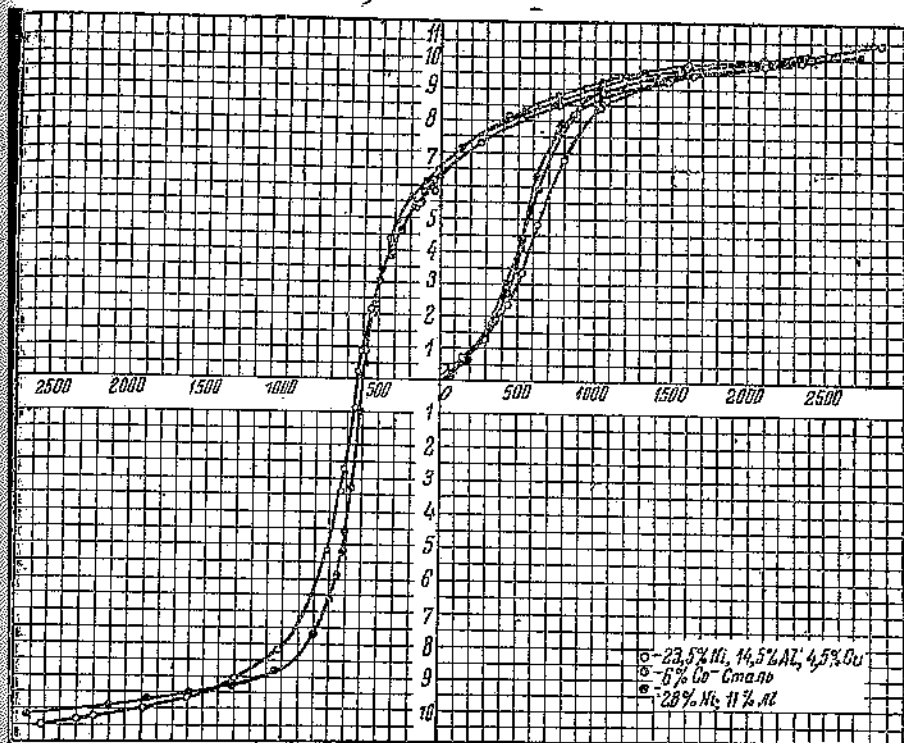
В тех случаях, когда образец не проходит термообработки в магнитном поле (см. ниже), можно ограничиться определением остаточной индукции и коэрцитивной силы и по их произведению судить о магнитной энергии образца.

Для проверки того, может ли это произведение однозначно характеризовать магнитную энергию образца, нами были отлиты цилиндрические образцы длиной 300 мм и диаметром 10 мм из трех различных сплавов: 28—11 (28% Ni; 11% Al), 23,5—14,5—4,5 (23,5% Ni; 14,5% Al; 4,5% Cu) и 21—12—6 (21% Ni; 12% Al; 6% Co). Подбором термической обработки этим трем сплавам были сообщены приблизительно одинаковые значения остаточной индукции и коэрцитивной силы. Из фиг. 49 видно, что практически полное совпадение петель гистерезиса на участке B_r — H_c позволяет пользоваться этими крайними точками для сопоставления сплавов по их энергии.

При выборе метода исследования наиболее существенным являлся вопрос о том, в каком состоянии сравнивать между собой образцы. Для сравнения естественным казалось приведение образцов к одному и тому же структурному состоянию, при котором каждый сплав обладал бы той наибольшей магнитной энергией, которую можно из него извлечь. Для каждого сплава была изучена зависимость его магнитных свойств от скорости охлаждения: другими словами, определялась критическая скорость охлаждения при обработке II типа. За критическую скорость принималась скорость, обеспечивающая максимальное произведение $B_r \cdot H_c$. Для сравнения остаточной индукции и коэрцитивной силы были взяты их значения, полученные при наибольшем $B_r \cdot H_c$ ¹, так как максимальные значения этих свойств, как правило, получают при различных скоростях охлаждения. Из фиг. 47 видно, что

¹ На некоторых фигурах произведение $B_r \cdot H_c$ обозначено буквой P.

отпуском можно повысить остаточную индукцию за счет некоторого снижения коэрцитивной силы. Во многих случаях таким путем можно повысить магнитную энергию сплава, однако уточнение наилучших условий отпуска для каждого сплава значительно расширило бы работу. Казалось целесообразным провести эту часть работы только на сплавах, имеющих практическое значение. Таким образом, образцы, обработанные при критической скорости охлаждения, являются не наиболее мощными, а только обладающими почти наибольшей магнитной энергией, и сравнение их является сравнением сплавов различного состава в одном и том же структурном состоянии, приближающемся к наилучшему в отношении магнитных свойств.



Фиг. 49. Кривые намагничивания и петли гистерезиса сталей кобальтовой, медистой и 28-11

При сравнении образцов различных сечений одной и той же плавки ясно видно, что в большинстве случаев на тонких образцах удается получить более высокие значения магнитных свойств, нежели на толстых (в условиях наилучшей обработки для тех и других). Объясняется это, так же как и для прочих технических сплавов, чувствительностью к скорости охлаждения. Если поверхностный слой толстого образца закален с критической скоростью охлаждения, то его внутренняя часть охлаждалась излишне мед-

ленно. При охлаждении середины образца с нужной скоростью охлаждения наружные слои охлаждаются слишком быстро.

Поэтому сравнение плавок различного состава производится в дальнейшем на образцах строго определенных размеров. Однако для практического использования полученных экспериментальных данных необходимо было составить себе необходимые представления о прокаливаемости сплавов. Для этого в каждой плавке отливались образцы четырех сечений (8×8 , 12×12 , 20×20 и 30×30 мм² при длине 60 мм); образцы при термообработке охлаждались в различных средах со скоростями, колеблющимися в широком диапазоне.

Плавка велась в высокочастотной печи фирмы Лоренца емкостью 10 кг металла¹. Нормальные условия ведения плавки обеспечивали приблизительно постоянную температуру жидкого металла. В первую очередь загружались железо и никель, после расплавления которых вводились прочие металлы, медь, кобальт и т. д., причем алюминий всегда вводился в последнюю очередь. Исходные металлы, железо 1008—1010, никель—Н-1, алюминий—А-1, электролитическая медь, обеспечивали попадание в заданный анализ с точностью до 0,2—0,3%, причем содержание алюминия, как правило, превосходило заданное по шихте на 0,2—0,3%.

Выпущенный из печи металл выдерживался в шамотнографитовом тигле 20—30 сек. и разливался по опокам. Опоки были заформованы смесью кварцевого песка (90%) и огнеупорной глины (10%) при 3—4%-ном увлажнении. Питатель располагался при заливке вертикально, а образцы—горизонтально. Разливка производилась при температуре жидкого металла приблизительно 1520—1560°.

Таблица 5
Скорость охлаждения в °С/сек при 900° для различных сред и образцов

Сечение образца, мм	С р е д а				
	Вода 20°	Масло	Струя воз- духа	Спокойный воздух	Печь
8 × 8	185	125	17	10	0,1
12 × 12	111	43	11	6	0,1
20 × 20	66	32	5,5	3,5	0,1
30 × 30	33	23,5	3	2,5	0,1

Термообработка образцов заключалась в нагреве их до 1250°, выдерживании при этой температуре в течение 15 мин. и охлаждении в следующих средах: вода 20°, трансформаторное масло 20°, струя воздуха (от магистрала), спокойный воздух, охлаждение вместе с печью; кроме того, образцы сечением 8×8 мм² охлаждались в воде 60°.

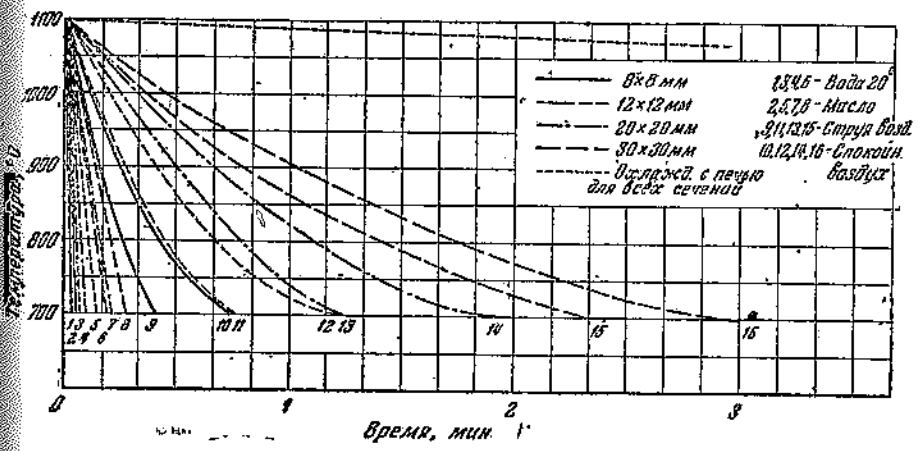
Для определения скорости охлаждения в различных средах были отлиты образцы (28% Ni; 11% Al) четырех вышеуказанных

¹—Магнетитовая набойка; 10 000 пер/сек.

гью
я в
ако
ных
эле-
от-
и
тке
ися
ем-
бес-
ме-
сле-
т и
эдъ.
ми-
за-
лю-
30/
фи-
за-
ны
при
про-
бно

5
дов
30°
ж-
30°
ие
ж-
дах
ых

сечений с цилиндрическим отверстием \varnothing 2—2,5 мм и глубиной 30 мм. В это отверстие вставлялась термопара. После нагрева образцов до 1250°, в процессе их охлаждения в той или иной среде, при 1100, 900 и 700° замечалось время, по которому строилась кривая охлаждения для каждого сечения образца и охладителя (фиг. 50). По этим данным определялась скорость охлаждения при 900°.



Фиг. 50. Кривые охлаждения образцов с 28% Ni и 1% Al в различных средах

В табл. 5 сведены значения этой скорости при 900° для различных образцов.

Точность замера времени в указанных температурных интервалах была достаточно высока. Расхождения между повторными замерами не превосходили десятых долей секунды; тем не менее, приведенные в табл. 5 цифры нужно рассматривать как относительные величины, которые не могут претендовать на точную характеристику процесса охлаждения. Совершенно понятно, что скорость охлаждения, измеренная в тех же условиях, но для образца другого состава, будет иной, так как от состава сплава зависят его теплопроводность, теплоемкость и пр. Кроме того, здесь не учтено влияние отверстия, которое изменяет массу образца и условия его охлаждения, сравнительно со сплошным образцом (особенно это сказывается на образце 8×8 мм²). В задачи проведенного эксперимента не входило определение степени соответствия скорости охлаждения пустотелых образцов и сплошных образцов различного состава, исследованных магнитным методом. Нужно было получить только сравнительные данные, которые позволили бы систематически рассмотреть магнитные свойства, получающиеся при различных термообработках.

Все исследованные сплавы разбиты на шесть групп по содержанию алюминия и сопоставлены в табл. 6.

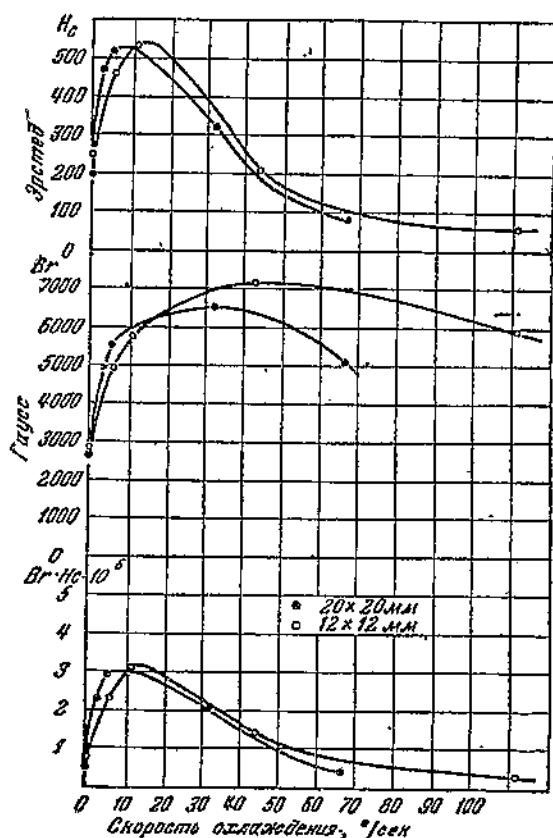
Состав исследованных плавок, магнитные свойства, полученные при наилучшей обработке II типа и скорость охлаждения при этой обработке

Группа №	Сплав №	Состав, %		8 × 8 мм				12 × 12 мм				20 × 20 мм				30 × 30 мм					
		Ni	Al	Среднее содер. железа Al	Br	Hc	v град/сек	Br · H _a 10 ⁻⁶	Br	Hc	v град/сек	Br · H _a 10 ⁻⁶	Br	Hc	v град/сек	Br · H _a 10 ⁻⁶	Br	Hc	v град/сек	Br · H _a 10 ⁻⁶	
																					Br
I	1	15,3	8,5		9800	80	12	0,78	9900	70	9	0,69	9800	70	4	0,69	8600	60	4	0,52	
	1	18,3	8,6		9300	110	30	1,02	8900	110	12	0,98	9200	110	7	0,92	8100	90	5	0,73	
	2	20,0	8,6	8,65	9000	120	40	1,08	9000	120	30	1,08	8000	120	15	0,96	7500	110	5	0,825	
	3	22,9	8,8		8000	230	50	1,84	7600	210	40	1,60	7200	200	25	1,44	6600	190	12	1,25	
II	4	25,6	8,8		6500	380	70	2,45	5900	340	40	1,97	5700	345	35	1,97	4600	365	25	1,68	
	II	19,8	10,6		8100	190	12	1,54	8000	190	6	1,52	8000	190	6	1,50	7900	180	8	1,42	
	III	21,8	11,1		7200	320	20	2,15	6400	320	6	2,05	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	7	24,7	10,9	10,9	7000	490	40	3,42	6800	420	30	3,86	6500	420	30	2,73	6000	420	25	2,52	
	IV	27,6	10,9		6300	570	60	3,60	6000	500	40	3,00	5800	500	35	2,66	5000	500	25	2,50	
	8	30,5	11,0		6000	620	70	3,72	5200	580	45	3,02	4800	530	45	2,60	4600	580	30	2,67	
	5	15,0	11,5		8800	100	6	0,88	8700	100	5	0,87	8600	90	4	0,78	8600	90	0,7	4	
	6	19,2	11,5		7800	250	13	1,95	7800	250	9	1,95	7700	240	5	1,85	7600	220	1,6	4	
III	V	20,7	11,5		7300	300	16	2,19	7200	290	12	2,09	7000	280	6	1,96	7000	260	1,8	4	
	VI	25,9	11,9	11,7	6400	500	40	3,20	6000	480	23	2,88	6000	480	20	2,88	5000	500	2,5	15	
	VII	29,2	12,0		5600	650	60	3,64	5400	580	42	3,13	5000	600	32	3,00	4700	600	2,8	23	
	VIII	32,0	11,7		5400	700	70	3,78	5000	650	48	3,25	4500	620	32	2,79	4300	620	2,8	23	
IV	9	15,3	13,4		9000	110	0,1	0,99	8900	110	0,1	0,98	8900	105	0,1	0,98	8500	100	0,1	0,85	
	10	19,0	13,0		8200	240	4	1,97	—	—	—	—	7900	230	2,5	1,82	7100	225	2,5	1,60	

Группа №	Слиток №	Состав, %		8 × 8 мм				12 × 12 мм				20 × 20 мм				30 × 30 мм				
		Ni	Al	Среднее сорп- кание Al	B_r	H_c	v град/сек	$B_r \cdot H_c \cdot 10^{-4}$	B_r	H_c	v град/сек	$B_r \cdot H_c \cdot 10^{-4}$	B_r	H_c	v град/сек	$B_r \cdot H_c \cdot 10^{-4}$	B_r	H_c	v град/сек	$B_r \cdot H_c \cdot 10^{-4}$
IV	11	21,9	13,1	13,1	7000	375	14	2,62	6900	375	8	2,59	6500	375	4	2,44	5800	375	4	2,18
	12	24,9	12,9		6300	530	25	3,34	6000	500	17	3,00	5800	470	15	2,72	5500	470	12	2,59
	13	28,9	13,2		5300	640	35	3,35	5000	650	20	3,25	5000	640	16	3,20	4700	620	14	2,92
V	14	14,9	14,6		6700	42	0,1	0,28	5000	42	0,1	0,23	—	—	—	—	3500	45	0,1	0,16
	15	21,1	14,6		7400	300	3	2,22	7000	300	3	2,10	7000	300	3	2,10	6600	300	3	1,98
	IX	24,3	15,1	14,9	6000	470	4	2,82	6000	470	4	2,82	6000	470	4	2,82	6000	470	4	2,82
	18	27,0	15,0		5500	600	8	3,30	5500	600	8	3,30	5500	600	8	3,30	5500	600	8	3,30
	19	30,3	15,1		4900	640	25	3,14	4800	610	17	2,93	4700	600	12	2,82	4700	600	12	2,82
VI	20	16,8	17,4		4000	10	0,1	0,04	4000	10	0,1	0,04	4000	10	0,1	0,04	4000	10	0,1	0,04
	21	19,5	17,3		5400	65	0,1	0,35	5400	65	0,1	0,35	5400	65	0,1	0,35	5400	65	0,1	0,35
	22	23,5	17,6		5300	375	0,1	0,99	5300	375	0,1	1,99	5300	375	0,1	1,99	5300	375	0,1	1,99
	X	27,1	17,0	17,2	5300	520	5	2,76	5200	500	5	2,60	5000	500	2	2,50	5000	500	2	2,50
25	29,5	16,9		4500	570	5	2,56	4500	570	5	2,56	4500	570	5	2,56	4500	570	5	2,56	
26	36,3	17,0		3000	300	20	0,90	3000	300	15	0,90	3000	300	15	0,90	3000	300	10	0,90	

В пределах каждой группы содержание алюминия остается приблизительно постоянным при изменяющейся концентрации никеля в сплаве.

Зависимость магнитных свойств от скорости охлаждения иллюстрируется фиг. 51. Эти кривые имеют общий для всех сплавов



Фиг. 51. Зависимость магнитных свойств плавки № 50 от скорости охлаждения. (о — 20 × 20 мм, о — 12 × 12 мм)

характер; коэрцитивная сила, остаточная индукция и произведение этих величин возрастают при увеличении скорости охлаждения, достигают максимальных значений и затем падают. Как правило, максимумы этих трех величин для каждого сплава имеют место при различных скоростях охлаждения. Почти во всех случаях коэрцитивная сила падает после прохождения максимума резче, нежели остаточная индукция. По мере увеличения концентрации никеля ход кривых (после максимумов) делается более пологим. Особенно это относится к группам IV, V и VI. При этом для

высоких содержаний никеля кривые остаточной индукции по минимизации критической скорости охлаждения становятся горизонтальными или даже восходящими.

Крутизна кривой на этом участке характеризует переохлаждаемость сплава. Чем круче кривая, тем, следовательно, легче переохлаждаемость твердого раствора. Описанный выше вид кривых с достаточной полнотой, за некоторыми исключениями, соответствует величине критической скорости охлаждения; чем выше содержание никеля в пределах той или иной группы сплавов с постоянным содержанием алюминия, тем положение ниспадающий участок кривой и тем выше критическая скорость охлаждения. Величина критической скорости охлаждения более подробно рассматривается дальше.

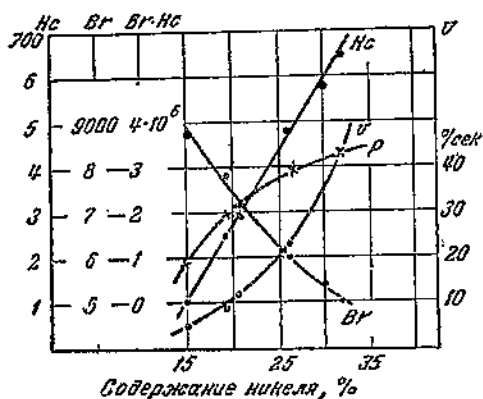
В ряде случаев кривые остаточной индукции, а также и коэрцитивной силы (в зависимости от скорости охлаждения) пересекаются в начальной части (при малых скоростях охлаждения), как это ясно видно из фиг. 51. При этом образцам с большим сечением соответствует более крутой подъем кривых в их начальной части. С внешней стороны картина такова, как будто более массивные образцы обладают лучшей прокаливаемостью, т. е. приобретают наилучшие свойства при меньших скоростях охлаждения, нежели образцы с меньшим сечением. В действительности это, конечно, не так, и пересечение кривых обусловлено лишь методикой их построения.

Скорость охлаждения, нанесенная на ось абсцисс, измерялась в середине образца и отличается (в меньшую сторону) от скорости охлаждения поверхности тем в большей степени, чем толще образец. Величина получающихся свойств зависит, конечно, от некоторой эффективной скорости, которую можно было бы получить путем усреднения по сечению образца. Таким образом принятый метод построения приводит к тому, что значения скорости по осям абсцисс занижены по сравнению с эффективными значениями тем в большей степени, чем толще образец. В тех случаях, когда критическая скорость охлаждения мала, пересечение кривых практически отсутствует, так как чем медленнее охлаждается образец, тем ближе скорости охлаждения на его поверхности и в середине, и тем ближе эффективная скорость охлаждения к указанной на оси абсцисс.

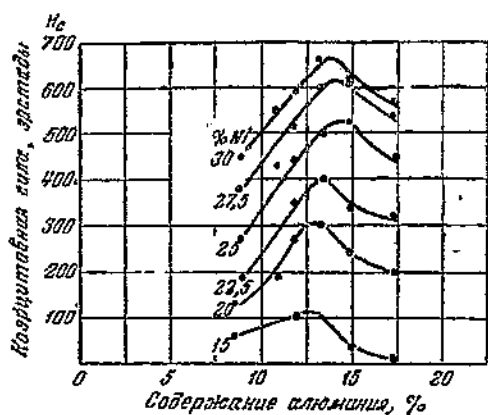
Остаточная индукция и коэрцитивная сила, соответствующие наивысшему произведению этих величин, а также это произведение и соответствующая ему скорость охлаждения сведены в табл. 6. Эти величины приведены для образцов четырех сечений всех исследованных сплавов. Величины этих свойств для сплавов № 14 и № 20—22 (стоящих в начале групп V и VI) в табл. 6 соответствуют отожженным образцам. Медленное охлаждение в данном случае является наилучшим. Эти сплавы, как уже говорилось, обладают значительной переохлаждаемостью и либо совсем не стареют (сплав № 20), либо стареют в незначительной степени.

При рассмотрении этих данных видно, что произведение $B_r \cdot H_c$, характеризующее магнитную энергию образца, тем меньше,

чем больше сечение образца. Объяснение этого явления, которое было уже дано выше, сводилось к указанию на неодинаковое охлаждение образца по его сечению. В сплавах VI группы с высоким содержанием алюминия, который резко повышает прокаливаемость и снижает критическую скорость охлаждения, произведение $B_r \cdot H_c$ почти не зависит от сечения образца. Зависимость от сечения образца величин остаточной индукции и коэрцитивной силы такова же, как и для произведения $B_r \cdot H_c$.



Фиг. 52. Зависимость магнитных свойств и критической скорости охлаждения от содержания никеля при 11,5—12,1% Al (сечение 12×12 мм²)



Фиг. 53. Зависимость коэрцитивной силы от содержания алюминия при различных содержаниях никеля (сечение 12×12 мм²)

большим содержаниям этого элемента, чем выше концентрация никеля.

Из фиг. 54 видно, что остаточная индукция падает с повышением содержания алюминия при постоянном содержании никеля. Имеются, однако, аномалии в ходе изменения остаточной индукции. Перелом в левой части двух нижних кривых свидетельствует

Общим для сплавов групп I—V (фиг. 52) является повышение коэрцитивной силы и критической скорости охлаждения, а также и падение остаточной индукции при возрастании содержания никеля. Магнитная энергия, в основном, при этом возрастает, снижаясь после достижения максимума при высоких содержаниях никеля (30—35%).

На фиг. 53 приведена зависимость коэрцитивной силы от концентрации алюминия в тройных Fe-Ni-Al сплавах. Из кривых этой фигуры видно, что алюминий, так же, как и никель, резко влияет на коэрцитивную силу. При постоянном содержании никеля коэрцитивная сила возрастает при повышении концентрации алюминия, достигает максимального значения и затем падает. Максимальное значение коэрцитивной силы имеет место при 12,5—14,0% Al и смещается, в этих пределах, тем к боль-

о ал в су си не и в 21 ся в сл то тр не ля го сл ко ра в ки вы ти сп по ду но ми ме в да ло ж пр те на те и сл ск во ст де чт лы 5*

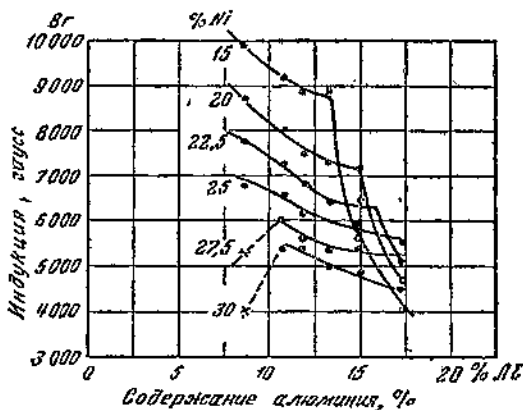
о том, что концентрации (высокое содержание никеля и низкое алюминия), относящиеся к пунктирным линиям на фиг. 54, лежат в трехфазной области ($\alpha + \beta + \beta_2$) диаграммы состояния. При наличии гранецентрированной парамагнитной α -фазы (аустенита) снижается остаточную индукцию. В том же направлении действует на остаточную индукцию и понижение количества β_2 -фазы (приближающейся по составу к железу) в двухфазных $\beta + \beta_2$ -сплавах. Перелом и крутой спад в правой части трех верхних кривых, при низком содержании никеля и высоком алюминия, говорят о том, что в сплавах такого состава количество β_2 -фазы возрастает, а количество β -фазы уменьшается.

Крайние правые точки двух верхних кривых соответствуют практически нестаревшим β_2 -сплавам.

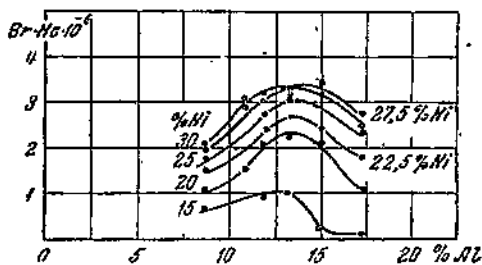
Отсюда видно, что поведение остаточной индукции находится в полном согласии с фазовыми областями, найденными Бредли и Тейлором в Fe-Ni-Al-системе. Эти данные, как уже говорилось, косвенно подтверждают и продуктивность предложенной нами гипотезы о дисперсном распаде твердого раствора на β - и β_2 -фазы при термической обработке II типа.

Так же как и для сплава 27—15 (фиг. 48), почти во всех случаях магнитное насыщение мало изменяется при изменении скорости охлаждения, т. е. мало зависит от степени распада раствора при условии, что нижний интервал, 650—500°, пройден достаточно быстро.

Из фиг. 55, где дана зависимость произведения $B_r \cdot H_c$ от содержания алюминия при постоянных содержаниях никеля, видно, что эти кривые в общем повторяют ход кривых коэрцитивной силы (фиг. 53). Отсюда видно, что, повышая коэрцитивную силу за



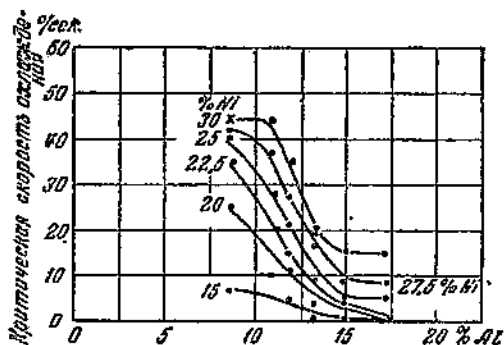
Фиг. 54. Зависимость остаточной индукции от содержания алюминия при различных содержаниях никеля (сечение $12 \times 12 \text{ мм}^2$)



Фиг. 55. Зависимость $B_r \cdot H_c$ от содержания алюминия при различных содержаниях никеля (сечение $12 \times 12 \text{ мм}^2$)

счет некоторого снижения остаточной индукции, мы все же увеличиваем магнитную энергию. Об этом можно было уже судить по фиг. 51, 52, где ясно видно, что повышение коэрцитивной силы почти всегда сопровождается и повышением магнитной энергии. При этом природо второго свойства меньше, чем первого, так как остаточная индукция, являющаяся одним из компонентов магнитной энергии, понижается.

Из фиг. 55 видно, что кривая произведения $B_r \cdot H_c$ лежит тем выше, чем больше содержание никеля. Однако, в отличие от кривых H_c (фиг. 53), кривые $B_r \cdot H_c$ для 27,5 и 30% Ni пересекаются, что свидетельствует о нецелесообразности повышения концентрации никеля выше 27—30% Ni; впрочем при выборе состава сплава, для конкретных целей приходится руководствоваться не только произведением B_r на H_c , но, в большей степени, значениями этих величин порознь.



Фиг. 56. Зависимость скорости охлаждения от содержания алюминия при различных содержаниях никеля (сечение $12 \times 12 \text{ мм}^2$)

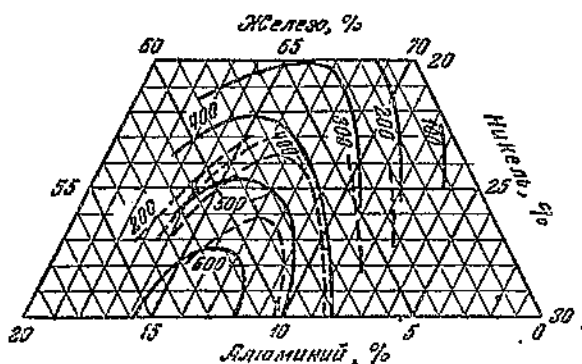
Что касается критической скорости охлаждения, то она, как видно из фиг. 56, заметно снижается при увеличении содержания алюминия в сплаве. В отношении критической скорости охлаждения влияния алюминия и никеля взаимно противоположны.

На фиг. 57 и 58 линии постоянной коэрцитивной силы и остаточной индукции нанесены на концентрационный треугольник; наряду с ними пунктиром нанесены аналогичные линии, заимствованные из работы Беттериджа [14].

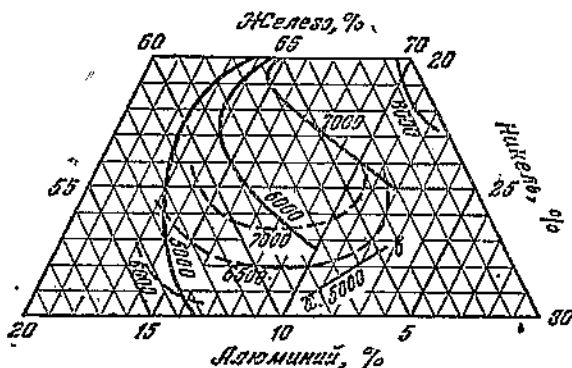
Из фиг. 57 видно, что изменение коэрцитивной силы в функции состава в обеих работах имеет один и тот же характер. Однако абсолютные значения коэрцитивной силы, измеренной на образцах приблизительно одного и того же состава, в нашей и английской работах в общем не совпадают. Можно говорить, правда, об удовлетворительном совпадении этих значений в сплавах с относительно низким содержанием алюминия (10—12%; см. правую часть диаграммы на фиг. 57). Что же касается сплавов с повышенным содержанием алюминия, то полученные на них коэрцитивные силы в данной работе и работе Беттериджа значительно расходятся. Коэрцитивная сила высокоалюминиевых сплавов значительно выше в данной работе, нежели в работе Беттериджа.

Еще более резко расходятся данные этих работ по остаточной индукции (фиг. 58). Не говоря уже о численном несопадении

нии измеренных величин, на фиг. 58 обращает на себя внимание принципиально различный ход кривых остаточной индукции. Как уже говорилось, это свойство заметно изменяется в соответствии



Фиг. 57. Коэрцитивная сила Fe-Ni-Al-сплавов

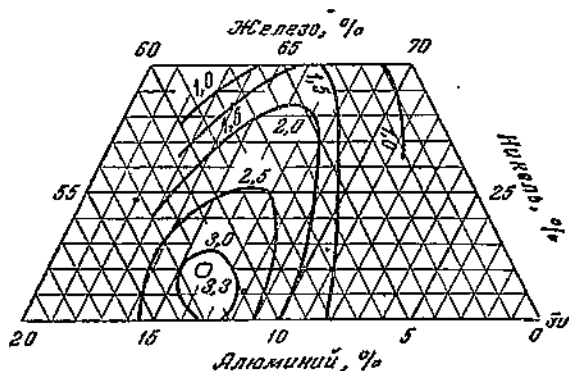


Фиг. 58. Остаточная индукция Fe-Ni-Al-сплавов

с содержанием никеля и алюминия, причем при увеличении содержания этих элементов остаточная индукция падает. Это является следствием падения магнитного насыщения при введении в состав сплава как никеля, так и алюминия¹. Кривые остаточной индукции имеют точку поворота в верхней части фиг. 58, там где (при высоких содержаниях алюминия и низких никеля) на фазовой диаграмме Бредли и Тейлора расположена однофазная β_2 -область. Линия *ab*, идущая перпендикулярно к основным линиям диаграммы, является отражением того, что при этих концентрациях появляется парамагнитная α -фаза. К иному выводу пришел Беттеридж; он пишет, что остаточная индукция очень мало зависит от содержания алюминия (см. пунктирные линии на фиг. 58).

¹ Падение насыщения под влиянием этих элементов впервые было указано Займовским и Денисовым [21].

Магнитная энергия $B_r \cdot H_c$ сплавов изменяется аналогично коэрцитивной силе (фиг. 59). Кривые постоянного значения $B_r \cdot H_c$ при уменьшении концентрации алюминия, смещаются к более низким содержаниям никеля, поворачиваются и вновь возвращаются к более высоким содержаниям никеля. Точка поворота лежит при тем более высоких концентрациях никеля, чем выше значение $B_r \cdot H_c$. Две нижние кривые на фиг. 59 имеют замкнутый характер, чем определяется зона наилучших концентраций.



Фиг. 59. Произведение $(B_r \cdot H_c) \times 10^{-6}$ Fe-Ni-Al-сплавов

Можно было бы объяснить указанные выше расхождения тем, что в данной работе сплавы сравниваются после обработки II типа, в то время как Беттеридж применял для своих образцов обработку II типа и последующий отпуск при 600° . При таком отпуске, как было показано на фиг. 47, остаточная индукция, вслед за магнитным насыщением, растет, а коэрцитивная сила падает. Однако, если в отношении коэрцитивной силы это объяснение может еще в какой-либо степени считаться удовлетворительным, то для остаточной индукции это мало применимо. Как видно из фиг. 47 и наших многочисленных экспериментов (см. ниже), остаточная индукция при рациональном отпуске повышается на 5—8%, не более. Сопоставление же сплошных и пунктирных кривых на фиг. 58 показывает, что для отдельных случаев расхождение достигает значительно больших величин. Частично указанное расхождение объясняется тем обстоятельством, что Беттеридж в ряде случаев, при высоком содержании алюминия и низком никеля, не получал наибольшей магнитной энергии, которую можно извлечь из сплава. Наименьшая скорость охлаждения соответствовала в его экспериментах закалке в кипятке, в то время как по нашим данным для таких сплавов критическая скорость значительно ниже, чем при охлаждении в воде 100° .

Отсюда понятно, почему в работе Беттериджа остаточная индукция имеет более высокие значения, а коэрцитивная сила более низкие, нежели в нашей работе.

Б. ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ, МАРГАНЦА И УГЛЕРОДА

Беттериджем было показано, что влияние углерода исключительно пагубно отражается на свойствах Fe-Ni-Al-сплавов. Однако в этой работе углерод вводился присадкой белого чугуна, благодаря чему накладывалось влияние попутно вводившихся кремния и марганца. Относительно влияния этих элементов американский специалист в области изготовления магнитных сплавов Эдвин Кои [59] пишет, что содержание как кремния, так и марганца не должно превосходить 0,1%. Рассмотрим влияние кремния, марганца и углерода, каждого порознь, на магнитные свойства Fe-Ni-Al-сплава, по данным нашего исследования.

Плавки велись в описанных выше условиях с той разницей, что алюминий давался в два приема; после полного расплавления железа и никеля присаживалось 50 г алюминия для успокоения ванны, затем вводился кремний, марганец и углерод, а затем, непосредственно перед выпуском, оставшееся количество навешенного алюминия. Для плавки применялось чистое армо-железо, электролитический никель Н-1 и авиационный алюминий А-1. Кремний вводился в виде ферросилиция с 88% Si, 0,15% С и 0,03% Mn, марганец — в виде ферромарганца с 77—81% Mn и 0,66% С, углерод — в виде древесного угля.

Отлитые плавки различались только по содержанию кремния, марганца и углерода. Все они шихтовались на один и тот же состав: 24% Ni; 13% Al; 3,5% Cu и 59,5% Fe, и велись в совершенно идентичных условиях высокочастотного обогрева и разлива. Указанные содержания никеля, алюминия и меди были выбраны в силу того, что сплав такого состава применяется в нашей практике, является стандартным английским сплавом Alni и, кроме того, для него Беттеридж точно указывает измеренные свойства: B_r — 7350 гаусс и H_c — 465 эрстед, при $(B \cdot H)_{\max} = 1,5 \times 10^6$.

В табл. 7 приведены концентрации присаженных элементов к основному сплаву в весовых процентах. Сплав № 43 является исходным в этой серии сплавов; он изготовлялся из весьма чистых материалов без присадки загрязняющих примесей.

Отлитые образцы сечением 12×12 и 20×20 мм² были термически обработаны в тех же условиях, как и все образцы, рассмотренные в данной части работы. После этого образцы плавов 43—56 были отпущены в течение трех часов при 550°. Магнитные свойства этих плавов в функции скорости охлаждения приведены в табл. 8, наряду с результатами, полученными после отпуска образцов, прошедших различные охлаждения с 1250°.

Значения H_c , B_r , $H_c \cdot B_r$, так же как и скорости охлаждения, при которых получается наибольшая магнитная энергия сплава, представлены графически в функции содержания присаженного элемента на фиг. 60—62. Из фиг. 60 видно, что кремний понижает магнитную энергию сплава, причем за счет заметного падения коэрцитивной силы; остаточная индукция растет вместе с концентрацией этого элемента. Практически влияние кремния сказыв-

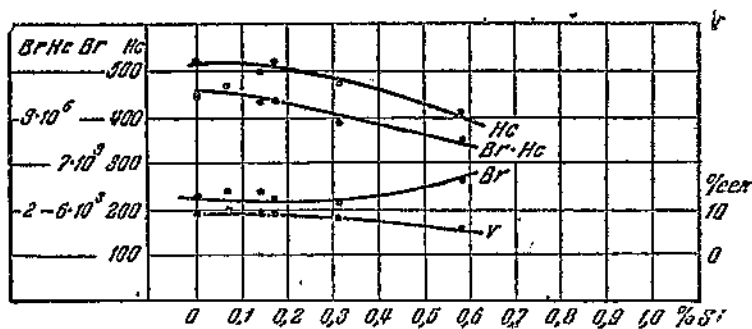
вается при его содержании выше 0,15%. Прокаливаемость в присутствии кремния растет. Из фиг. 61 видно, что марганец понижает магнитную энергию сплава как за счет снижения коэрцитивной силы, так и за счет остаточной индукции. Прокаливаемость

Таблица 7

Состав сплавов. № 43—56

Сплав №	С о с т а в, %					
	C	Si	Mn	Ni	Al	Cu
43	0,025	Следы	Следы	24,1	12,8	3,68
44	0,04	0,07	,	23,9	13,1	3,63
45	0,04	0,14	>	24,1	13,0	3,51
46	0,04	0,17	>	24,2	13,1	3,62
47	0,04	0,31	>	24,1	12,9	3,60
48	0,03	0,59	>	24,2	12,8	3,54
49	0,04	0,02	0,12	24,3	12,7	3,58
50	0,04	0,03	0,24	24,4	12,8	3,52
51	0,04	0,03	0,35	24,3	12,9	3,57
52	0,04	0,04	0,58	24,3	12,15	3,56
53	0,03	0,05	0,94	24,2	12,7	3,57
54	0,14	—	Следы	24,3	12,6	4,00
55	0,18	0,03	>	24,5	12,8	3,94
56	0,40	—	—	—	—	—

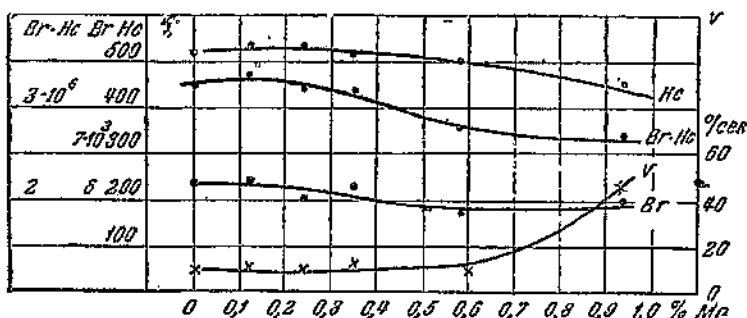
марганец уменьшает. До 0,35% марганца этот элемент почти не влияет на магнитные свойства. Влияние углерода значительно более интенсивно (фиг. 62), и в практике изготовления этих сплавов нужно стремиться к тому, чтобы его содержание было так мало,



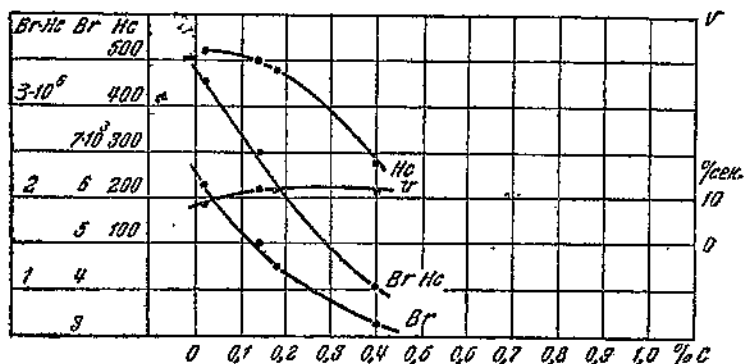
Фиг. 60. Влияние кремния на свойства сталей с 24% Ni и 13% Al после обработки II типа

как только возможно. Углерод резко снижает остаточную индукцию и магнитную энергию сплава уже при самых малых концентрациях этого элемента. Коэрцитивная сила до 0,15% C падает незначительно, а затем весьма круто.

Из табл. 8 видно, что в результате отпуска при 550° происходит повышение остаточной индукции, причем тем в большей степени, чем интенсивнее охлаждение сплава, т. е. чем меньше коэрцитивная сила. Что касается коэрцитивной силы, то она при отпуске либо незначительно возрастает (на 10—15 эрстэд), либо, чаще всего, падает. При этом магнитная энергия, как правило, возрастает. Рассмотрение этих чисел показывает, что зависимости свойств от количества примеси остаются принципиально такими же и после отпуска образцов.



Фиг. 61. Влияние марганца на свойства стали с 24% Ni и 13% Al после обработки II типа



Фиг. 62. Влияние углерода на свойства стали с 24% Ni и 13% Al после обработки II типа

Интересно привести здесь указание известного английского специалиста в области приборов зажигания Байрсто [60] на то, что для бескобальтовых Ni-Al-сталей наибольшее значение $(B \cdot H)_{\max} = 1,25 \times 10^6$. По Беттериджу сплав с 24% Ni; 13% Al и 3,5% Si является наилучшим среди бескобальтовых; значение $(B \cdot H)_{\max} = 1,50 \times 10^6$, приписываемое ему, кажется преувеличенным. На-

Магнитные свойства образцов плавок 43—56 после различных
дополнительного отпуска

Плавка №	Охлаждение в печи						Охлаждение на воздухе						Охлаждение		
	12 × 12 мм			20 × 20 мм			12 × 12 мм			20 × 20 мм			12 × 12 мм		
	B_r	H_c	$B_r \cdot H_c$ 10^{-6}	B_r	H_c	$B_r \cdot H_c$ 10^{-6}	B_r	H_c	$B_r \cdot H_c$ 10^{-6}	B_r	H_c	$B_r \cdot H_c$ 10^{-6}	B_r	H_c	$B_r \cdot H_c$ 10^{-6}
43	3030	168	0,51	3130	176	0,55	5307	531	3,14	5770	505	2,92	6280	521	3,27
	3060	173	0,53	3140	168	0,52	6170	531	3,28	5850	484	2,83	6530	531	3,46
44	3480	182	0,63	3330	174	0,58	6370	494	3,14	6060	505	3,06	6160	521	3,2
	3580	184	0,65	3350	158	0,52	6630	510	3,38	6100	473	2,88	6430	521	3,35
45	3670	184	0,67	3510	168	0,59	6400	500	3,20	5980	489	2,92	6400	500	3,20
	3580	174	0,62	3590	163	0,58	6580	500	3,28	6150	484	2,98	6600	510	3,36
46	3900	168,5	0,66	3880	158	0,61	6150	515	3,17	3207	460	2,86	6260	505	3,16
	3960	173	0,69	3820	147	0,56	6420	531	3,41	6400	452	2,90	6470	515	3,34
47	4470	158	0,71	4200	163	0,68	6370	473	3,02	5750	473	2,72	6080	473	2,98
	4470	168	0,75	4310	142	0,62	6530	479	3,12	6300	457	2,74	6180	484	2,99
48	5570	158	0,88	5440	158	0,85	6720	411	2,77	6500	389	2,52	6810	384	2,62
	5530	163	0,87	5530	152	0,81	6830	411	2,81	6700	352	2,36	6870	384	2,64
49	3020	179	0,54	2380	142	0,34	5930	521	3,08	5780	494	2,86	5300	529	3,24
	3040	179	0,55	2640	126	0,33	6170	531	3,27	5970	494	2,95	6400	537	3,47
50	2740	247	0,67	2670	189	0,50	4950	460	2,28	4910	463	2,28	5770	53	3,06
	2740	166	0,46	2720	168	0,46	5230	437	2,50	5000	463	2,32	5980	500	2,99
51	2370	158	0,37	2355	158	0,37	5870	505	2,93	5340	473	2,53	5980	524	3,09
	2355	158	0,37	2460	144	0,35	5870	510	2,99	5560	457	2,26	6030	520	3,13
52	2690	145	0,39	2520	137	0,35	5400	500	2,7	4880	432	2,1	5580	479	2,66
	2550	147	0,30	2550	139	0,36	—	—	—	4910	421	2,07	5630	484	2,72
53	2630	163	0,43	2470	153	0,37	4160	400	1,66	5270	431	2,32	4500	442	2,00
	2770	137	0,38	2600	145	0,38	4320	368	1,59	5370	468	2,52	4830	411	2,00
54	2200	100	0,22	2120	116	0,24	4760	452	2,15	4380	437	1,91	5130	500	2,56
	2170	105,5	0,22	2200	100	0,22	5390	426	2,29	4900	386	1,89	—	—	—
55	—	—	—	1750	89	0,15	4410	471	1,97	4030	416	1,67	4420	484	2,14
	—	—	—	1825	78	0,14	5320	411	2,186	4740	337	1,60	5110	411	2,22
56	2675	84	0,22	2235	84	0,18	3215	278	0,89	2950	263	0,77	3230	278	0,89
	—	—	—	2250	79	0,17	4120	263	1,08	3680	236,5	0,87	4270	284	1,21
4786	2940	152	0,44	2900	168	0,48	5840	489	2,85	5230	484	2,53	6040	505	3,05

Таблица 8

условий охлаждения (верхняя строчка для каждой плавки) и после при 550° (нижняя строчка)

в струе воздуха			Охлаждение в масле						Охлаждение в воде					
20 × 20 мм			12 × 12 мм			20 × 20 мм			12 × 12 мм			20 × 20 мм		
B_r	H_c	$B_r \cdot H_c$ 10 ⁻⁶	B_r	H_c	$B_r \cdot H_c$ 10 ⁻⁶	B_r	H_c	$B_r \cdot H_c$ 10 ⁻⁶	B_r	H_c	$B_r \cdot H_c$ 10 ⁻⁶	B_r	H_c	$B_r \cdot H_c$ 10 ⁻⁶
5470	494	2,70	7130	179	1,28	6830	263	1,8	5420	89	0,48	5980	124	0,74
5520	484	2,72	7790	194	1,54	7250	258	1,87	6600	100	0,66	6050	116	0,70
6010	500	3,05	7140	118	0,84	6900	192	1,32	5080	47,3	0,24	5220	63	0,33
6200	473	2,93	7810	121	0,94	7380	184	1,36	5800	57	0,33	5800	57	0,33
5800	500	2,9	7450	81	0,62	5980	174	1,20	4600	32	0,15	5000	42	0,21
6030	479	0,288	7510	89	0,66	7480	173,5	1,29	5770	36	0,21	6100	52	0,32
6050	526	3,18	7350	184	1,35	6920	226	1,56	5230	68,0	0,35	4670	31	0,15
6200	437	2,70	8100	184	1,50	7400	207	1,53	5890	73,5	0,43	4030	39	0,16
5920	484	2,86	7150	125	0,90	7140	195	1,39	3860	90	0,35	4670	44,7	0,20
6100	457	2,80	7770	126,5	0,98	7600	179	1,36	5170	23	0,12	4810	52	0,25
6440	384	2,47	6030	36	0,22	5300	73	0,46	3280	8,9	0,03	4000	152,5	0,60
6670	379	2,52	5840	42	0,25	6680	68	0,45	3840	13	0,05	4100	16	0,06
5770	510	2,95	7320	179	1,31	6880	229	1,58	4500	23	0,11	5340	63	0,33
5890	494	2,92	7770	189	1,4	7500	220	1,65	5420	36	0,19	6050	65	0,39
5530	521	2,88	7070	205	1,42	6510	326	2,14	5960	57	0,34	5120	89	0,45
5760	505	2,92	7800	184	1,43	7150	308	2,20	5930	63	0,37	6730	94	0,63
5330	484	2,58	7280	252,5	1,85	6700	310	2,08	4770	36	0,175	5220	78	0,42
—	—	—	7760	263	2,02	7010	305	2,12	4660	42	0,19	5990	94	0,57
4870	442	2,16	7070	258	1,63	6650	330,5	2,20	6330	115	0,73	6300	179	1,13
4930	442	2,20	7330	263	1,98	7020	336	2,47	6330	132	0,90	6500	168	1,09
4340	410	1,78	5980	452	2,70	5630	484	2,73	6030	142	0,86	5930	247	1,47
4530	394	1,80	6550	405	2,66	6030	468	2,84	6320	368	8,33	6120	247	1,52
—	—	—	5430	263	1,44	—	—	—	4110	63	0,25	—	—	—
—	—	—	—	—	—	—	—	—	5470	63	0,34	—	—	—
3960	442	1,75	4190	194	0,81	—	—	—	2750	47,3	0,13	—	—	—
4820	332	1,69	6580	184	1,21	—	—	—	—	—	—	—	—	—
3025	274	0,83	1160	47	0,05	1500	73,6	0,11	792	20	0,01	905	36,8	0,03
3880	226	0,87	5370	81	0,43	4630	78,8	0,36	4320	42,1	0,18	3720	47,3	0,17
6020	5,5	3,04	7070	158	1,1	6740	242	1,63	4360	26	0,11	4680	57	0,27

Магнитные свойства Ni-Al-сталей по различным источникам

Группа	Состав, %			Размеры образца мм	Термическая обработка	H _c эрстед	B _r · H _c 10 ⁻⁶	Источники
	Ni	Al	Сш					
I	25	12	—	Не указан	Не указана	490	3,19	G. E. C. — США [61]
	25	12	—	10 × 30 (сецен.)	„	500	3,15	P. M. A. — Англия [61]
	25	12	—	8 × 8 × 60	„	450	2,0	E. S. W. — Германия
	25	11,8	—	1250° — охл. 35°/сек.	1250° — охл. 35°/сек.	6000	2,94	Собственные данные
	25	11,8	—	12 × 20 × 60	1250° „ 20°/сек.	6250	2,70	„
	25	11,8	—	20 × 20 × 60	1250° „ 15°/сек.	6000	2,63	„
	25	12	—	44 × 37 × 18	1100° „ 23°/сек. отп. 650° — 3 ч.	7100	3,20	Беттеридж [14]
II	28	11	—	40 × 30 × (15—25)	1150° — масло	6000	3,0—3,3	Пельцугер
	28	11	—	60 × 20 × 20	отп. 600°	6000	3,24	Собственные данные
	28	11	—	44 × 37 × 18	„	6600	3,3	Беттеридж [14]
	24,8	15,2	—	80 × 80 × 25	Не указано	6000	2,88	Пельцугер
	25	14,9	—	60 × 20 × 20	Литье; охл. на воздухе	6000	3,06	Собственные данные
	25	15	—	44 × 37 × 18	1250° — струя воздуха	7200	2,88	Беттеридж [14]
	23,2	13,7	—	Ø18,5	1000° — охл. 12°/сек.	6000	2,85	Мескин и Сомни [15]
IV	23,0	13,2	—	60 × 20 × 20	1100° — воздух	475	2,60	Собственные данные
	23,0	13,5	—	44 × 37 × 18	1200° — струя воздуха	6300	2,70	Беттеридж
	24,0	13,0	3,5	60 × 12 × 12	Не указано	7200	3,40	Собственные данные
	24—25	12—13	3—5	Не указаны	1250° — струя воздуха	6500	3,32	Цумбуш (Германия)
V	24—25	12—13	3—5	44 × 37 × 18	То же самое — отп. 670°	6500	3,40	Беттеридж
	24—25	12—13	3—5	„	950° — вода	7350	3,40	„
VI	Не указан;	повиди-	—	Не указаны	95° — отп. 550°	6000	3,06	P. M. A. (Шеффилд)
	кому V;	кобальта	—	„	„	„	„	D. A. Oliver [47]
VII	24,3	12,7	3,5	Магнит Б	1100° — вода 100° — отп. 550°	461	3,01	Среднее за 1 месяц по линейному цеху
	(арико-железо)	„	„	„	„	„	„	A. T. Э. - 1. 1940/41 г.
VIII	23,5	14,5	4,5	Магнит СС	1100° — воздух	470	2,87	A. T. Э. - 1. Среднее
	(арико-железо)	„	„	„	„	„	„	установлено при кор- ректировке технологи- и (1941 г.)

ши данные совпадают с приводимыми Байрсто. Близкое совпадение полученных нами данных для других сплавов с данными других авторов и заводов видно из табл. 9.

В. ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

Первое техническое исследование Ni-Al-сталей было опубликовано Лившицем и Чудновской [23], пришедшими к следующим выводам:

1. Замена никеля медью повышает остаточную индукцию и понижает коэрцитивную силу.
2. Введение меди в сплавы с пониженным содержанием никеля (22%) повышает их магнитную энергию.
3. В качестве лучшей концентрации меди намечается 6%.
4. Медьсодержащие стали обладают большим постоянством магнитных свойств в литом виде, нежели никельалюминиевые стали без меди с повышенным содержанием алюминия, применяющиеся без термообработки.

Как будет видно из дальнейшего, пп. 1 и 3 этих выводов не верны.

Вслед за этой работой появилась работа Займовского, Денисова и Волькенштейна [24], в которой также было описано исследование меди. Авторы считают, что медь не влияет на закаляемость Fe-Ni-Al-сплавов, или, другими словами, на критическую скорость охлаждения при обработке II типа. Этот вывод также не подтвердился. Что касается влияния меди на магнитные свойства, то выводы авторов в этом направлении весьма многообразны. Замена части никеля медью при 9 и 13% Al повышает остаточную индукцию за счет падения коэрцитивной силы; при 11% Al такая замена оставляет без изменения остаточную индукцию и снижает коэрцитивную силу (сумма Ni + Cu = 29%). При добавке 6% Cu к стали с 25% Ni и 15% Al найдено возрастание остаточной индукции на 10—15% при неизменной H_c ; вывод этот не подтверждается. Добавление меди к сталям с 28% Ni и 13% Al, а также 30% Ni и 11% Al понижает остаточную индукцию и повышает коэрцитивную силу; в сталях с 25% Ni и 15% Al, а также 28% Ni и 11% Al введение меди понижает оба эти свойства. Авторы делают вывод, что введение меди улучшает свойства Ni-Al-стали с 23—25% Ni и 14—16% Al, хотя это и не следует с полной очевидностью из приводимых ими величин. Рекомендованное ими содержание меди, 5—6%, как видно из дальнейшего, излишне велико.

Нечеткие и частично неправильные выводы этих работ [23 и 24] объясняются недостаточно подробным исследованием состава и термообработки сплавов. Нет уверенности в том, что сплавы, приводимые в этих работах, сравниваются в их магнитно наилучшем состоянии.

В значительно более поздней работе Беттериджа [14] также было исследовано влияние присадки меди к Fe-Ni-Al-сплавам. Автор изготовил 12 сплавов, в которых содержание меди варьирова-

лось от 2 до 15% и содержание никеля от 18 до 25% при постоянном содержании алюминия — 13%. Очень возможно, что сужение диапазона концентраций меди и никеля и исследование различных содержаний алюминия позволило бы автору сделать более определенные выводы, хотя бы для ограниченной области практических составов. Правда, автор взял на себя ответственность построить по 12 точкам пространственную диаграмму и по ее сечениям нанести на концентрационную сетку 11 линий постоянной магнитной энергии. То же самое было сделано и для остаточной индукции и коэрцитивной силы. Беттеридж приходит к тому выводу, что введение меди повышает остаточную индукцию приблизительно на 7%. О коэрцитивной силе автор ничего не пишет, хотя из приведенной им диаграммы видно, что коэрцитивная сила растет при увеличении содержания меди. Качественно правильные выводы Беттериджа относятся к сплавам только с 13% Al. О количественном несхождении измеренных величин в работе Беттериджа и в данной работе уже говорилось.

Для более подробного изучения влияния меди было изготовлено, термически обработано и изучено 16 плавок указанными выше методами. В дальнейшем сопоставление попрежнему проводится на образцах размерами $12 \times 12 \times 60$ мм. В табл. 10 приводятся составы этих плавок, разбитых на 9 групп, в той последовательности, в которой они обсуждаются ниже, а также и безмедистых плавок, приведенных для сравнения. В этой таблице приведены наилучшие магнитные свойства, полученные при обработке II типа, и критическая скорость охлаждения, соответствующая этим свойствам.

Первая группа сплавов иллюстрирует влияние алюминия на свойства сплавов, содержащих в среднем $22,2\frac{1}{4}\%$ Ni и 6,2% Cu. Из сплошных кривых фиг. 63 видно, что при повышении содержания алюминия значения всех свойств уменьшаются; падает магнитная энергия, остаточная индукция, коэрцитивная сила и критическая скорость охлаждения. Для сравнения на фиг. 63 нанесены пунктирные линии¹, соответствующие Fe-Ni-Al-сплавам с тем же содержанием никеля (22,2%), но не содержащим меди. О зависимости свойств этих сплавов от содержания алюминия говорилось уже выше. Сопоставления этих кривых показывают на существенные изменения, вносимые медью. Критическая скорость охлаждения понижается, что говорит о большей прокаливаемости медистых сплавов. Видна также меньшая чувствительность медистых сплавов к колебаниям концентрации алюминия, по крайней мере до 13—13,5% Al. Судя по данным для этой группы сплавов, введение 6% Cu не вносит существенных улучшений в эти сплавы. При содержании выше 13% Al магнитная энергия при введении меди даже несколько падает; при более низких содержаниях алюминия магнитная энергия возрастает, в основном, за счет увеличения

¹ Аналогичные пунктирные линии, соответствующие безмедистым сплавам с теми же содержаниями никеля и алюминия, что и для сплошных кривых, даны на фиг. 64, 65, 70 и 71.

коэрцитивной силы; остаточная индукция несколько возрастает или падает в зависимости от содержания алюминия. Практический интерес из этой серии сплавов могут представлять собой только низкоалюминиевые сплавы с относительно высокой остаточной индукцией и повышенной коэрцитивной силой.

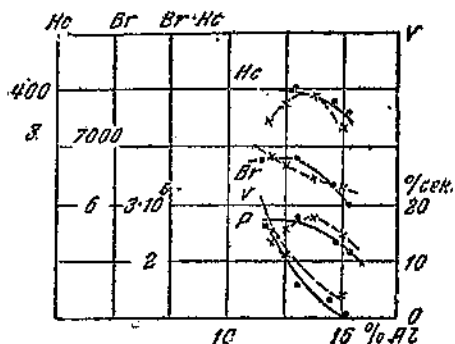
Таблица 10

Состав и магнитные свойства

Группа №	Сплав №	Состав, %						H_c эрстед	B_r гаусс	$H_c \cdot B_r$ 10^{-6}	Критическая скорость град/сек.
		Ni	Al	Cu	C	Mn	Si				
I	27	22,1	11,6	5,9	—	—	—	390	6800	2,66	20
	28	22,3	13,0	6,4	0,05	0,23	0,06	400	6800	2,72	6
	29	21,9	14,6	6,2	—	—	—	380	6300	2,40	3
	30	22,3	15,3	6,2	—	—	—	360	6000	2,16	0,1
II	31	24,0	10,5	4,8	—	—	—	460	6300	2,9	15
	32	24,0	11,8	4,0	—	—	—	445	6450	2,9	20
	33	23,4	14,5	4,6	—	—	—	500	6500	3,25	5
	34	23,8	15,2	4,8	—	—	—	500	5000	2,50	0,1
III	29	21,9	14,6	6,2	—	—	—	380	6300	2,4	3
	35	25,4	14,6	6,1	—	—	—	560	5400	3,02	5
	36	28,0	14,3	6,0	—	—	—	650	4900	3,19	10
IV	—	23,4	14,9	—	—	—	—	400	6300	2,52	4
	33	23,4	14,5	4,6	—	—	—	500	6500	3,25	5
	111	23,4	14,5	6,2	—	—	—	460	5900	2,72	4
V	—	22,5	15,4	—	—	—	—	330	6350	2,10	5
	39	22,0	15,5	3,5	0,05	0,18	0,05	350	6650	2,33	5
	30	22,3	15,3	6,2	—	—	—	360	6000	2,15	0,1
VI	—	22,0	13,2	—	—	—	—	375	6800	2,55	8
	28	22,3	13,0	6,4	0,05	0,23	0,06	400	6800	2,72	6
	40	21,9	13,1	8,6	0,05	0,27	0,15	420	6200	2,60	6
VII	—	22,0	11,8	—	—	—	—	340	6900	2,35	15
	27	22,1	11,6	5,9	—	—	—	390	6800	2,65	20
	41	22,0	11,6	12,0	0,04	0,16	0,04	430	5900	2,60	30
VIII	—	27,5	11,8	—	—	—	—	530	5650	3,0	20
	37	25,2	11,8	1,9	—	—	—	500	6000	3,0	30
	32	24,0	11,8	4,0	—	—	—	445	6450	2,9	20
	27	22,1	11,6	5,9	—	—	—	390	6800	2,7	20
IX	—	28,5	13,2	—	—	—	—	640	5200	3,30	20
	38	25,3	13,5	3,2	0,04	0,18	0,07	540	5800	3,15	10
	4786	24,0	13,0	3,5	—	—	—	510	6050	3,08	9
	28	22,3	13,0	6,4	0,05	0,23	0,06	400	6800	2,72	6

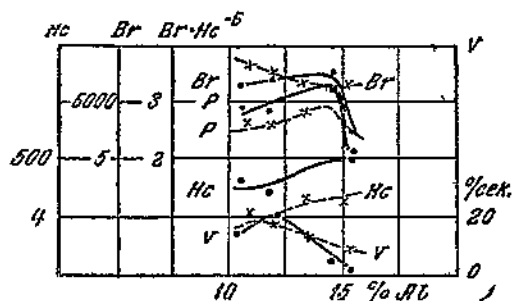
На фиг. 64 представлено такое же сопоставление второй группы сплавов с более высоким содержанием никеля 23,8% Ni, и бо-

лее низким — меди, 4,5% Cu. Здесь улучшающее действие меди ясно заметно. Присадка 4,5% Cu к этим сплавам значительно повышает коэрцитивную силу при всех исследованных концентрациях и магнитную энергию при содержании до 14,5% Al. Более высокие содержания алюминия исключают присадку меди, так как, остаточная индукция резко падает.



Фиг. 63. Зависимость магнитных свойств и критической скорости охлаждения от содержания алюминия при 22,2% Ni и 6,2% Cu

ухудшаются. Незначительное повышение коэрцитивной силы не компенсирует заметного падения остаточной индукции, особенно при высоких содержаниях никеля, благодаря чему магнитная энергия при введении в состав сплавов 6% Cu понижается.



Фиг. 64. Зависимость магнитных свойств и критической скорости охлаждения от содержания алюминия при 23,8% Ni и 4,5% Cu

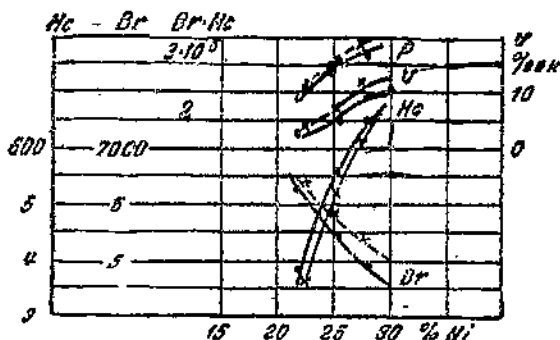
Остаточная индукция, по сравнению с безмедистыми сплавами, так же как и на фиг. 63 понижена, при низких и высоких содержаниях и повышена при средних содержаниях алюминия.

Влияние содержания никеля на свойства сплавов, содержащих 14,5% Al и 6,1% Cu, дано на фиг. 65. Из этой фигуры ясно видно, что присадка меди повышает закаливаемость сплавов. Магнитные свойства сплавов при этом ухудшаются. Незначительное повышение коэрцитивной силы не компенсирует заметного падения остаточной индукции, особенно при высоких содержаниях никеля, благодаря чему магнитная энергия при введении в состав сплавов 6% Cu понижается.

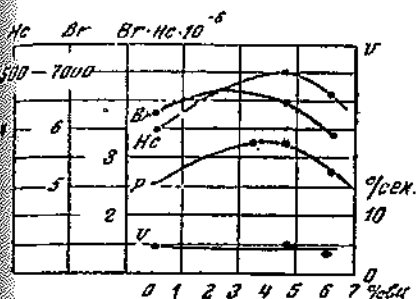
На четвертой, пятой, шестой и седьмой группах сплавов можно уяснить влияние меди на сплавы с постоянным содержанием никеля и алюминия. Из фиг. 66 видно, что при 23,4% Ni и 14,7% Al остаточная индукция, коэрцитивная сила и магнитная энергия повышаются при введении меди, до определенных ее концентраций, и затем падают. Наибольшее содержание меди лежит в районе

40%. Критическая скорость охлаждения здесь практически не меняется под влиянием меди. При более низком содержании никеля, около 22%, и алюминия 13,1 и 15,4% (фиг. 67 и 68) коэрцитивная сила непрерывно повышается до 6—8% Cu, в то время как остаточная индукция и магнитная энергия возрастают приблизительно до 3—4% Cu и затем падают. Критическая скорость охлаждения этих сплавов под влиянием меди падает. При пониженном содер-

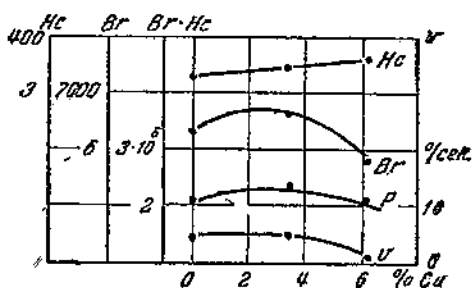
жании никеля и алюминия (фиг. 69) имеют место непрерывный подъем коэрцитивной силы и непрерывное падение остаточной индукции при увеличении содержания меди. Магнитная энергия



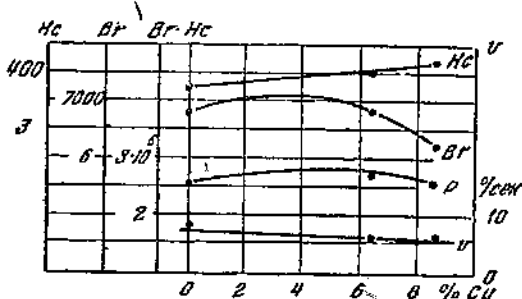
Фиг. 65. Зависимость магнитных свойств и критической скорости охлаждения от содержания никеля при 14,5% Al и 6,1% Cu



Фиг. 66. Влияние меди на магнитные свойства и критическую скорость охлаждения при содержании 23,4% Ni и 14,7% Al

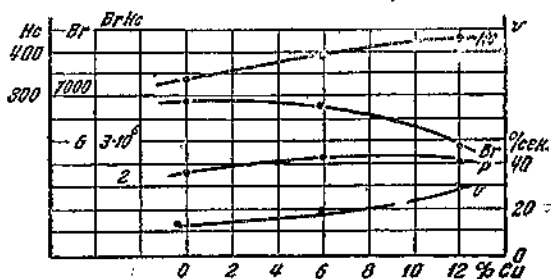


Фиг. 67. Влияние меди на магнитные свойства и критическую скорость охлаждения при содержании 22,3% Ni и 15,4% Al



Фиг. 68. Влияние меди на магнитные свойства и критическую скорость охлаждения при содержании 22,1% Ni и 13,1% Al

возрастает до 6% Cu и практически не меняется при более высоких содержаниях этого элемента, когда падение остаточной индукции становится особенно заметным. Закаливаемость сплавов этой группы под влиянием меди понижается.



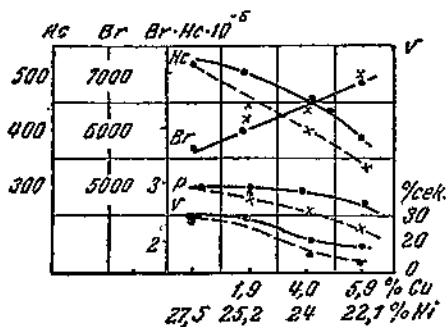
Фиг. 69. Зависимость магнитных свойств и критической скорости охлаждения от содержания меди в сплавах с 22,0% Ni и 11,7% Al (сечение 12×12 мм²).

Эти данные для образцов IV—VII-й групп позволяют объяснить несколько своеобразное изменение остаточной индукции под влиянием меди в сплавах I и II группы (фиг. 63 и 64). При 11—12% Al сплошные кривые B_r идут ниже пунктирных, так как при

этих содержаниях алюминия медь непрерывно понижает остаточную индукцию (фиг. 68). При более высоких содержаниях алюминия сплошные линии B_r на фиг. 63 и 64 идут выше пунктирных, так как здесь сказывается подъем остаточной индукции при введении меди в сплавы с повышенным содержанием алюминия (фиг. 66 и 67). Этим объясняется пересечение сплошных и пунктирных B_r -кривых.

Группы VIII и IX подобраны таким образом, чтобы проиллюстрировать влияние частичной замены никеля медью

на свойства сплавов. Из фиг. 70 и 71 видно, что такого рода замена понижает коэрцитивную силу и магнитную энергию сплавов и повышает остаточную индукцию. Критическая скорость охлаждения заметно понижается. Наряду с основными линиями на фиг. 70 и 71 нанесены пунктирные линии, характеризующие свойства сплавов, не содержащих меди, но с той же концентра-



Фиг. 70. Влияние замены никеля медью при 27,6% Ni + Cu и 11,8% Al на магнитные свойства и критическую скорость охлаждения

цей никеля и алюминия, что и сплавы VIII и IX групп. Из фиг. 70 видно, что при 11,8% Al присадка меди повышает коэрцитивную силу и магнитную энергию сплавов, не изменяя почти остаточную индукцию; прокаливаемость сплавов повышается. Такое изменение свойств имеет место при всех исследованных содержаниях меди (до 6%), что находится в полном соответствии с фиг. 69 для пониженных содержаний алюминия (11,7%).

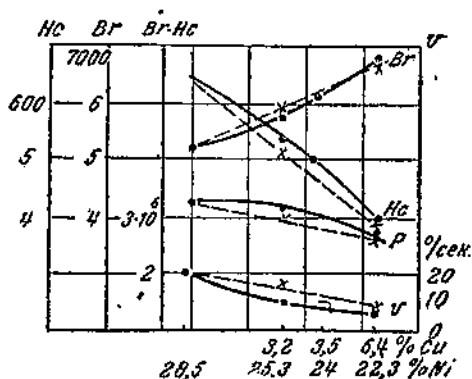
Аналогичные выводы можно сделать и для более высоких содержаний алюминия, 13,2% (фиг. 71), с той лишь разницей, что здесь в большей степени сказывается присадка 3—4% меди. При более высоких содержаниях этого элемента сплошная и пунктирная кривые на фиг. 71 сближаются, что следует из фиг. 68, иллюстрирующей влияние меди на свойства сплавов с более высокой концентрацией алюминия (13,1%).

В группу IX (табл. 10) включена также плавка № 4786. Сплав этот интересен тем, что он обладает хорошим сочетанием остаточной индукции и коэрцитивной силы. Было уже показано (табл. 8), что свойства сплава № 43 того же состава, но изготов-

ленного из железа-армика, при отпуске на 550° улучшаются. Из табл. 10 видно, что сплав № 33 также является одним из лучших сплавов, имеющих хорошее сочетание высоких значений остаточной индукции и коэрцитивной силы. Этот сплав обладает, кроме того, высокой закаливаемостью и приобретает хорошие магнитные свойства непосредственно после отливки, причем отпуском его свойства не улучшаются. По своим магнитным свойствам сплав № 33 лишь незначительно уступает сплаву № 43, обладающему большим постоянством магнитных свойств при массовом выпуске.

Г. СОВМЕСТНОЕ ВЛИЯНИЕ МЕДИ И КОБАЛЬТА НА СВОЙСТВА Ni-Al-СТАЛИ

Как было показано работой Займовского и Денисова [21], кобальт значительно повышает магнитную энергию Fe-Ni-Al-сплавов. Из работы Займовского и Денисова видно, что кобальт позволяет повысить коэрцитивную силу и одновременно получить высокую остаточную индукцию, порядка 7000—8000 гаусс. Ниже (в табл. 11) приводятся лучшие данные из полученных Займов-



Фиг. 71. Влияние замены никеля медью при 28,6% Ni + Si и 13,2% Al на магнитные свойства и критическую скорость охлаждения

ским и Денисовым в сопоставлении со свойствами сплавов, содержащих приблизительно те же количества никеля и алюминия, но не содержащих кобальта.

Как видно из табл. 11, введение кобальта в состав стали позволяет увеличить в полтора-два раза ее коэрцитивную силу при незначительном снижении или без снижения остаточной индукции.

Таблица 11

Состав, %			Сечение, мм	B_r гаусс	H_c эрстед	Источник
Ni	Al	Co				
20,6	8,6	5,4	10×10	7400	412	Займовский и Денисов
20,5	8,6	—	12×12	8500	150	Собств. данные
21,1	11,2	6,1	∅ 25	7570	375	З. и Д.
21,1	11,2	6,1	∅ 25	7500	410	„ „
21,1	11,2	6,1	∅ 25	6320	455	„ „
21,2	11,2	—	20×20	7500	270	Собств. данные
21,1	12,6	7,1	10×10	7850	425	З. и Д.
21,1	12,6	7,1	10×10	6585	550	„ „
21,2	12,5	—	12×12	7000	350	Собств. данные
18,9	11,8	8,0	∅ 25	7850	432	З. и Д.
19,0	11,8	—	20×20	7550	240	Собств. данные
22,5	11,2	9,1	∅ 25	7320	500	З. и Д.
22,5	11,2	—	12×12	7000	300	Собств. данные
21,3	8,9	10,2	10×10	7270	481	З. и Д.
21,3	8,9	10,2	∅ 25	5485	594	„ „
21,5	8,6	—	20×20	8000	160	Собств. данные
20,5	12,8	11,8	10×10	8100	419	З. и Д.
20,5	12,8	11,8	∅ 25	6900	450	„ „
20,5	13,2	—	12×12	7200	320	Собств. данные
			20×20	7000	310	„ „

Другими словами, кобальт позволяет значительно повысить магнитную энергию сплава, не снижая при этом остаточной индукции. В том случае, если мы согласны несколько поступиться магнитной энергией сплава, то возможно даже повышение остаточной индукции при одновременно значительном повышении коэрцитивной силы, по сравнению со свойствами бескобальтовой стали, содержащей такие же количества никеля и алюминия.

Цифры, приведенные в табл. 11, не говорят, однако, о том, в какой мере кобальт улучшает магнитные свойства. При разработке кобальтовых сталей Займовский и Денисов указали на рациональность изготовления этих сталей с низкими содержаниями

ми никеля и алюминия, так как кобальт, так же как и эти два элемента, понижает магнитное насыщение сплава. Поэтому бескобальтовые сплавы, приведенные для сравнения, также содержат относительно небольшие количества никеля и алюминия и обладают малой магнитной энергией. Сравнение кобальтовых сплавов с бескобальтовыми, содержащими большие количества никеля и алюминия, значительно изменяет соотношение в пользу бескобальтовых сплавов. Однако при этом следует иметь в виду, что повышение магнитной энергии бескобальтовых сплавов возможно только путем повышения коэрцитивной силы и значительного снижения остаточной индукции. Среди тройных Fe-Ni-Al-сплавов, свойства которых приведены выше, нет ни одного, который, имея то же произведение $B_r \cdot H_c$, что и $B_r \cdot H_c$, приведенные в табл. 11, имел бы столь высокую остаточную индукцию. Однако, рассматривая произведение $B_r \cdot H_c$ кобальтовых сплавов, можно видеть, что оно превышает эту величину для лучших бескобальтовых сплавов (25—28% Ni; 12—14% Al) для тонких отливок, не столь значительно. Однако бесспорным является значительное преимущество кобальтовых сплавов для толстых и массивных магнитов, что обусловлено значительным снижением критической скорости при введении кобальта в состав стали, что было найдено Займовским с сотрудниками.

Как будет видно из дальнейшего, американские заводы гарантируют одни и те же магнитные свойства на сплавах без кобальта и с 5% этого элемента. При этом бескобальтовые сплавы рекомендуются для тонкостенных отливок, а сплавы с 5% Co для более массивных изделий.

Целью данной части исследования являлось изучение совместного действия меди и кобальта. Задача заключалась в том, чтобы, используя возможность получения, благодаря присадке кобальта, высокой остаточной индукции при сравнительно высокой магнитной энергии, поднять значение магнитной энергии путем дополнительного легирования медью. Наряду с этим казалось целесообразным, для более полного сравнения, еще раз исследовать магнитные свойства сплавов приблизительно с 6% Co, не содержащих меди.

Отливка, термообработка и магнитные измерения образцов¹ производились в описанных выше условиях. При исследовании обработки II типа была добавлена еще одна среда: образцы, нагретые до 1250°, извлекались из печи и засыпались окисью алюминия (минутником). Введение этого метода охлаждения диктовалось необходимостью в еще одной градации между охлаждением в печи и в спокойном воздухе, так как кобальтовые сплавы обладают очень высокой прокаливаемостью.

В табл. 12 приведен состав исследованных плавок. Всего было отлито шесть вариантов состава (9 плавок). Плавка велась на

¹ Эти эксперименты произведены кандидатом технических наук Л. Е. Конторовичем при выполнении им своей дипломной работы под руководством автора.

шихтовых материалах, указанных выше, благодаря чему содержание обычных спутников железа, а именно углерода, марганца, кремния, серы и фосфора, колебалось в тех же пределах, что и в сплавах, приведенных в табл. 1. Как видно из табл. 12, все изготовленные сплавы имеют сравнительно низкое содержание никеля и алюминия; этот выбор составов определен влиянием этих компонентов на магнитное насыщение. Содержание меди, в соответствии с фиг. 69, было взято равным 6—6,5%; содержания кобальта ниже 6% не исследовались, так как, согласно данным Заёмовского, Денисова, Дроздова и Беркович [62], сплавы, содержащие менее 5—6% Co, не дают технически достаточных свойств.

Таблица 12

Плавка №	Сплав №	Состав, %			
		Ni	Al	Co	Cu
1	1	17,2	10,8	12,0	6,5
2	1	16,6	10,9	11,2	6,3
3	1	16,7	10,9	12,0	6,3
4	2	17,1	10,6	6,3	6,3
5	2	16,9	10,7	6,4	6,1
6	3	16,7	10,6	—	6,3
7	4	22,2	11,1	12,1	6,4
8	5	21,9	10,5	6,1	6,0
9	6	21,8	11,1	6,3	—

Для удобства рассмотрения полученных результатов все исследованные сплавы по химическому составу распределены на несколько групп.

В I группу вошли сплавы № 1, 2 и 3, содержащие приблизительно 17% Ni; 11% Al; 6% Cu при различных содержаниях кобальта.

На фиг. 72 приведены кривые зависимости магнитных свойств для сплава № 1 от скорости охлаждения после нагрева на температуре 1250°. Из фиг. 72 видно, что для сплава № 1 кривые B_r и H_c для всех сечений имеют один и тот же характер. С увеличением скорости охлаждения коэрцитивная сила и остаточная индукция вначале растут и после достижения максимума падают.

Наивысшее значение остаточной индукции при наивысшей коэрцитивной силе обнаруживается на тонком сечении для любой данной скорости охлаждения. С увеличением сечения остаточная индукция при всех скоростях охлаждения уменьшается.

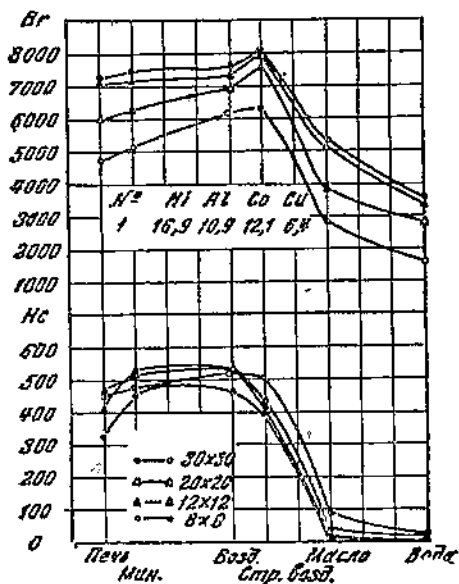
Наилучшее сочетание значений B_r и H_c , дающее максимальное значение магнитной энергии $B_r \cdot H_c$ для всех сечений

сплава № 1, получается при охлаждении на воздухе. При этом значения B_r , H_c равны для образцов сечением:

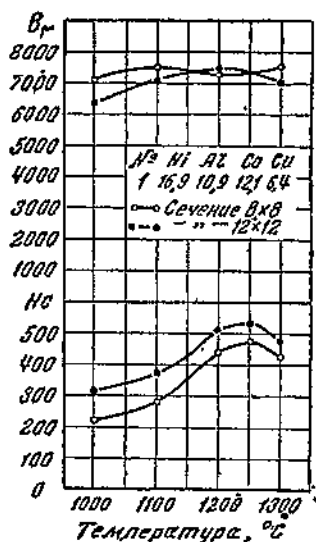
30 × 30 мм	—	3 280 000	гаусс	эрстед
20 × 20 "	—	3 710 000	"	"
12 × 12 "	—	3 900 000	"	"
8 × 8 "	—	3 550 000	"	"

Отсюда видно, что сплав № 1 обладает высокой магнитной энергией.

Было исследовано влияние условий нагрева этого сплава (с последующим охлаждением на воздухе) на магнитные свойства. Прежде всего было выяснено влияние температуры нагрева (выдержка 15 мин.) для двух сечений образцов 8 × 8 и 12 × 12 мм.



Фиг. 72. Зависимость магнитных свойств от скорости охлаждения после нагрева до 1250° для различных сечений сплава № 1



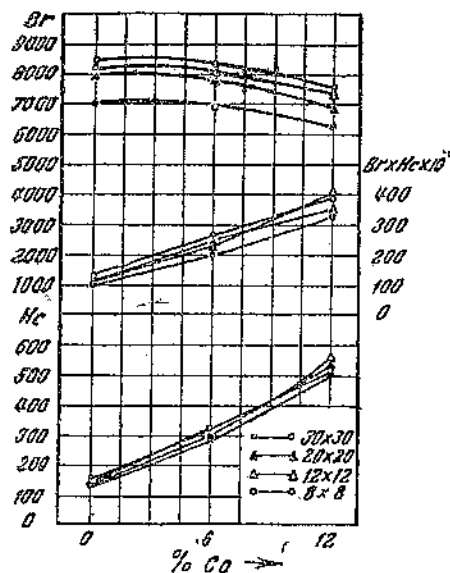
Фиг. 73. Зависимость магнитных свойств от температуры нагрева под закалку

Из фиг. 73 видно, что максимумы коэрцитивной силы получаются при охлаждении от 1250°, для образцов сечением 12 × 12 мм, максимум остаточной индукции — при 1200°, а для образцов 8 × 8 мм, начиная с 1100°, величина остаточной индукции почти не изменяется. Повышение температуры выше 1250° приводит уже к некоторому излишнему переохлаждению твердого раствора, и коэрцитивная сила поэтому уменьшается. Меньшие значения коэрцитивной силы для образцов более тонкого сечения получаются, по всей вероятности, также вследствие большей степени переохлаждения образцов сечением 8 × 8 мм.

Как для сплава № 1, так и для сплава № 2 наибольшая величина магнитной энергии получается при охлаждении на воздухе от 1250°.

Наилучшими условиями охлаждения, при которых получают максимальные значения магнитной энергии, можно считать для сплава № 2 воздух для образцов всех сечений, а для сплава № 3 также воздух для образцов 8 × 8 и 12 × 12 мм и струю воздуха для образцов 20 × 20 и 30 × 30 мм.

На фиг. 74 показано влияние, оказываемое кобальтом на магнитные свойства сплавов I группы с содержанием 17% Ni, 11% Al и 6% Si после лучшей термообработки.



Фиг. 74. Влияние содержания кобальта на свойства сплавов с содержанием 17% Ni, 11% Al, 6% Si

лучшей термообработки. Данные, приведенные для сечений 8 × 8 мм и 12 × 12 мм сплава № 1, получены после обработки II типа и отпуска, анализ которого приводится ниже, остальные данные—после наилучшей скорости охлаждения из, гомогенной области.

Как видно из этой фигуры, наибольшее влияние оказывает присадка кобальта на коэрцитивную силу. С увеличением содержания кобальта в сплаве коэрцитивная сила значительно увеличивается. Следует отметить, что коэрцитивная сила сплавов I группы мало меняется, с изменением сечения образцов.

В отношении остаточной индукции, как видно из фиг. 74, присадка кобальта производит обратное действие. С увеличением содержания кобальта остаточная индукция несколько понижается.

Остаточная индукция всех трех сплавов с увеличением сечения заметно уменьшается. Магнитная энергия с увеличением содержания кобальта в сплаве возрастает приблизительно так же, как и коэрцитивная сила. В этом отношении влияние, оказываемое кобальтом на магнитные свойства рассмотренных сплавов, аналогично его влиянию в мартенситных сталях, в которых H_c и $(B \cdot H)_{max}$ растут прямо пропорционально содержанию кобальта при мало меняющейся остаточной индукции [63].

Во II группу вошли сплавы с приблизительно постоянным содержанием 22% Ni, 11% Al и 6% Si при различных содержаниях кобальта (№ 4 и 5 сплавы), а также бескобальтовый медистый сплав № 27 (табл. 10).

Для сплава № 4 наибольшая величина произведения $B_r \cdot H_c = 2\,880\,000$ гаусс эрстед получается при охлаждении на воздухе.

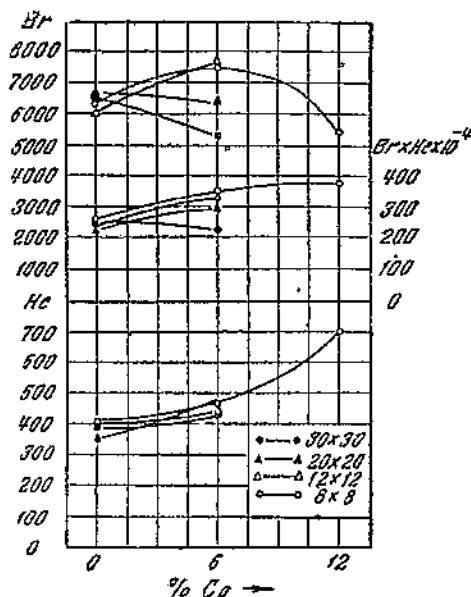
Следует отметить, что значение коэрцитивной силы в этом случае достаточно высокое (520 эрстед), но остаточная индукция низка (5475 гаусс).

Для сплава № 5 наилучшей скоростью охлаждения следует признать струю воздуха (лишь для тонкого сечения 8×8 мм $B_r \cdot H_c$ больше при охлаждении в минутнике). На фиг. 75 показано влияние, оказываемое присадкой кобальта на магнитные свойства II группы сплавов после наилучшей термообработки. Отсюда видно, что с увеличением содержания кобальта в сплаве коэрцитивная сила непрерывно растет, особенно резко в интервале 6—12% Со. Кривая остаточной индукции имеет максимум при содержании Со = 6%. Произведение $B_r \cdot H_c$ возрастает с увеличением содержания кобальта тем в меньшей мере, чем выше содержание его. Таково влияние кобальта для тонкого сечения. Что касается толстых сечений, то, по имеющимся данным, можно судить о влиянии кобальта в интервале 0—6%. Как видно из фиг. 75, коэрцитивная сила растет с увеличением содержания кобальта почти одинаково для всех сечений. Остаточная индукция для сечения 20×20 мм не меняется, а для сечения 30×30 мм уменьшается. Произведение $B_r \cdot H_c$ увеличивается для всех сечений кроме 30×30 мм.

В III группе сравниваются два сплава № 1 и № 4 с постоянным содержанием: 11% Al, 12% Со и 6% Си при различном содержании никеля (17 и 22%).

На фиг. 76 приведены свойства сплавов для тонкого сечения (8×8 мм) после наилучшей термообработки. Отсюда видно, что повышение содержания никеля с 17 до 22% приводит к значительному росту коэрцитивной силы и падению остаточной индукции; произведение $B_r \cdot H_c$ почти не изменяется. Очевидно, повышение содержания никеля при высоком содержании кобальта в сплаве нецелесообразно.

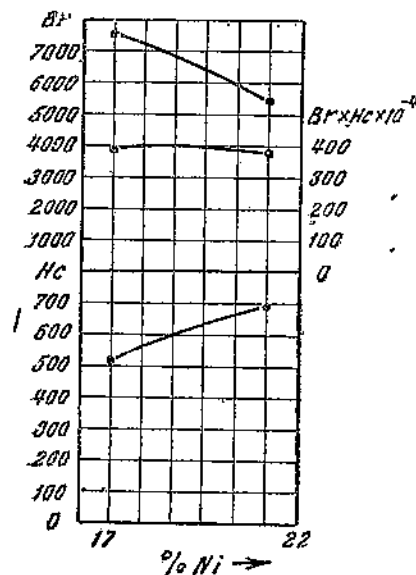
В IV группе сравниваются два сплава № 2 и № 5 с постоянным содержанием 11% Al, 6% Со и 6% Си при разном содержании никеля (17 и 22%).



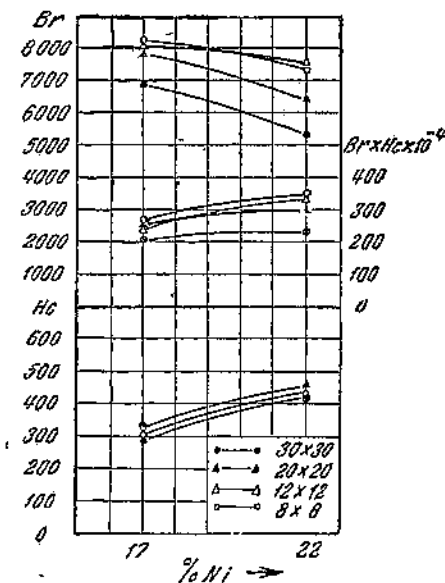
Фиг. 75. Влияние содержания кобальта на свойства сплава с содержанием 22% Ni, 11% Al и 6% Си

На фиг. 77 показано влияние никеля на магнитные свойства сплавов IV группы после наилучшей термообработки.

Отсюда видно, что повышенное содержание никеля приводит к значительному увеличению коэрцитивной силы; остаточная индук-



Фиг. 76. Влияние содержания никеля на свойства сплава с содержанием 11% Al, 12% Co и 6% Cu



Фиг. 77. Влияние содержания никеля на свойства сплава с содержанием 11% Al, 6% Co и 6% Cu

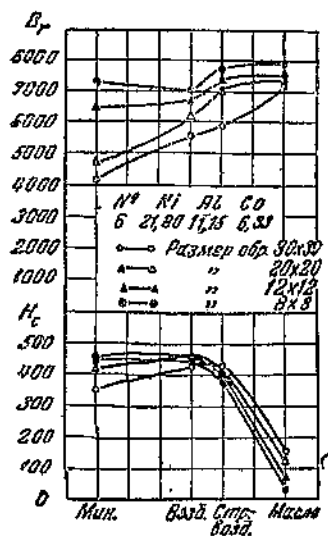
ция снижается тем больше, чем больше сечение образцов. Магнитная энергия с повышением содержания никеля увеличивается, особенно для тонких сечений. Как видно из фиг. 77, повышенное содержание никеля при низком содержании кобальта в сплаве оказывает положительное действие.

На фиг. 78 приведены кривые зависимости магнитных свойств от скорости охлаждения с 1250° для сплава № 6. Остаточная индукция с увеличением сечения образца уменьшается.

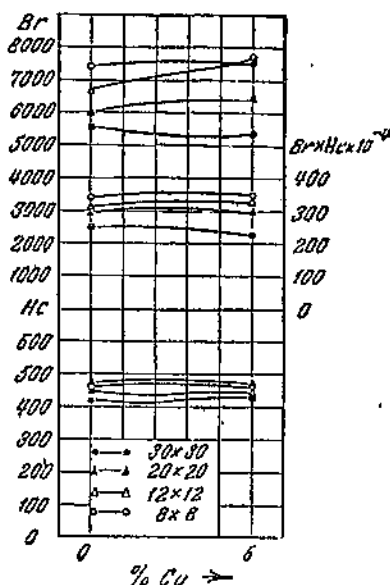
Наибольшее произведение $B_r \cdot H_c$ получается для толстых образцов при охлаждении в струе воздуха, для тонких — на воздухе и в минутнике.

На фиг. 79 показано влияние присадки меди на свойства сплава, содержащего около 6% Co. Отсюда видно, что присадка меди почти не влияет на магнитные свойства этого сплава, с относительно невысоким содержанием кобальта.

Для наиболее интересных сплавов был исследован отпуск образцов, прошедших обработку II типа, а также образцов, отлитых в кокиль. Подробнее других был исследован сплав № 1.



Фиг. 78. Зависимость магнитных свойств от скорости охлаждения после нагрева до 1250° для различных сечений сплава № 6



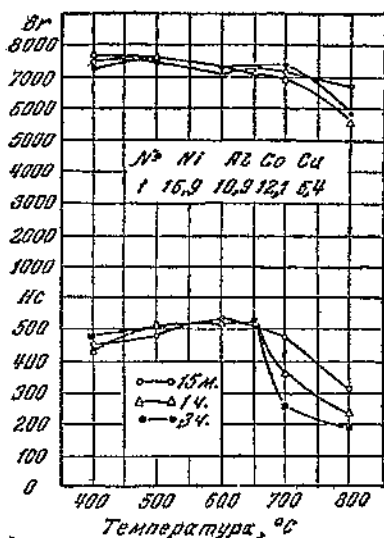
Фиг. 79. Влияние содержания меди на свойства сплава с содержанием 22% Ni, 11% Al и 6% Co

Из фиг. 80 и 81 видно, что, начиная с 400° остаточная индукция сплава № 1 несколько падает; коэрцитивная сила растет до 500—550°, а затем резко снижается. Магнитная энергия при отпуске возрастает, что видно из следующего сравнения (табл. 12а).

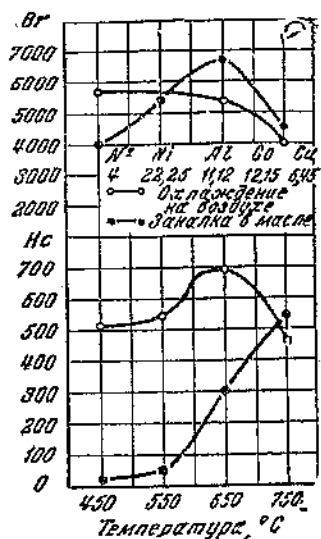
Таблица 12 а

Обработка	Сечение, мм	$B_r \cdot H_c \cdot 10^{-3}$
1) Обработка II типа	8×8	3,55
2) Обработка II типа и отпуск—600°/1 час	8×8	3,80
3) Обработка II типа	12×12	3,96
4) Обработка II типа и отпуск—600°/1 час	12×12	4,22

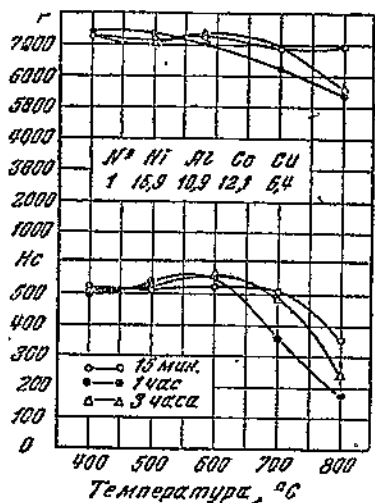
Исследование отпуска после обработки II типа сплавов № 5 и № 6 показало, что свойства этих сплавов отпуском улучшаются незначительно.



Фиг. 80. Зависимость магнитных свойств от температуры и продолжительности отпуска образцов сечением 8×8 мм, охлажденных с 1250° на воздухе



Фиг. 82. Зависимость магнитных свойств от температуры отпуска образцов сечением 8×8 мм. Выдержка 1 час



Фиг. 81. Зависимость магнитных свойств от температуры и продолжительности отпуска образцов сечением 12×12 мм, охлажденных с 1250° на воздухе

Отпуск сплава № 4 (фиг. 82) характерен тем (после охлаждения от 1250° с оптимальной скоростью), что до 650° он очень незначительно снижает остаточную индукцию и исключительно сильно повышает коэрцитивную силу. Совершенно такое же явление имеет место в тройных Fe-Ni-Al-сплавах с высоким содержанием никеля [17]. Вторая особенность заключается в том, что при отпуске сплава № 4 после закалки в масле, т. е. после практически полного переохлаждения на твердый раствор, получается высокая коэрцитивная сила (540 эрстед). Произведение $B_r \cdot H_c$ путем дополнительного отпуска при 650° в течение одного часа (после обработки II типа) повышается на образце 8×8 мм до $3,82 \cdot 10^6$.

Как было уже указано, отпуск изучался также на образцах сечением 12×12 мм и 20×20 мм, от-

ЛИТЫХ В КОКИЛЬ, СВОЙСТВА КОТОРЫХ В ЛИТОМ ВИДЕ ПРИВЕДЕНЫ В ТАБЛ. 13.

Таблица 13

Сплав №	Плавка №	Сечение 12×12 мм			Сечение 20×20 мм		
		H_c	B_r	$H_c \cdot B_r \cdot 10^{-6}$	H_c	B_r	$H_c \cdot B_r \cdot 10^{-6}$
1	2	205	7750	1,59	440	7350	3,25
2	5	215	8500	1,83	280	7700	2,14
3	6	145	7950	1,17	160	7450	1,18
4	7	235	6100	1,44	570	5450	3,10
5	8	450	7760	3,51	475	6720	3,18
6	9	410	7320	3,00	465	6550	3,03

Свойства кокильных образцов после отпуска на 650° в течение 1 часа приводятся в табл. 14.

Таблица 14

Сплав №	Плавка №	Сечение 12×12 мм			Сечение 20×20 мм		
		H_c	B_r	$H_c \cdot B_r \cdot 10^{-6}$	H_c	B_r	$B_r \cdot H_c \cdot 10^{-6}$
1	2	240	7950	1,91	455	7250	3,31
2	5	190	8750	1,66	265	7600	2,00
3	6	155	7970	1,22	150	7380	1,12
4	7	580	6200	3,60	740	5420	4,00
5	8	390	7800	3,04	465	6900	3,20
6	9	465	7600	3,52	465	6780	3,14

Сравнение свойств кокильных образцов в литом виде и после отпуска показало, что сплавы № 1, 4 и 6 обнаруживают после отпуска более высокие магнитные свойства.

Для сравнения в табл. 15 приводятся магнитные свойства сплавов, охлажденных с оптимальной скоростью после нагрева до 1250°.

Таблица 15

Сплав №	Плавка №	Сечение 12×12 мм			Сечение 20×20 мм		
		H_c	B_r	$B_r \cdot H_c \cdot 10^{-6}$	H_c	B_r	$B_r \cdot H_c \cdot 10^{-6}$
1	2	535	7370	3,96	535	6950	3,72
2	5	305	8180	2,49	325	7900	2,58
3	6	150	8250	1,25	160	8000	1,26
5	8	445	7600	3,40	470	6400	3,00
6	9	465	6700	3,12	430	7150	3,09

Сравнение данных табл. 15 и 14 показывает, что для сплавов № 6 (сечение 12×12 мм) и № 5 (сечение 20×20 мм) на кокильных образцах, прошедших отпуск, получают более высокие значения произведения $B_r \cdot H_c$, чем на образцах, охлажденных с оптимальной скоростью от 1250° . Для всех других сплавов отпуск кокильных образцов не приводит даже к значениям магнитных свойств, полученным после обработки II типа.

В табл. 16 указаны максимальные магнитные свойства для всех исследованных сплавов.

Таблица 16

Сплав №	Свойства	1	2	3	4	5	6
8×8	H_c	516	326	158	700	463	457
	B_r	7580	8240	8400	5450	7550	7400
	$H_c \cdot B_r \cdot 10^{-6}$	3,92	2,68	1,33	3,82	3,50	3,38
12×12	H_c	565	305	152	—	447	463
	B_r	7460	8180	8250	—	7600	6720
	$H_c \cdot B_r \cdot 10^{-6}$	4,22	2,49	1,25	—	3,40	3,12
12×12 Отливка в кокиль	H_c	—	—	—	580	—	463
	B_r	—	—	—	6200	—	7600
	$H_c \cdot B_r \cdot 10^{-6}$	—	—	—	3,60	—	3,52
20×20	H_c	534	326	158	—	470	432
	B_r	6950	7900	8000	—	6400	7150
	$H_c \cdot B_r \cdot 10^{-6}$	3,72	2,58	1,25	—	3,00	3,09
20×20 Отливка в кокиль	H_c	—	—	—	740	463	463
	B_r	—	—	—	5420	6900	6780
	$H_c \cdot B_r \cdot 10^{-6}$	—	—	—	4,00	3,20	3,14
30×30	H_c	526	290	125	—	430	432
	B_r	6370	6950	7050	—	5380	5800
	$H_c \cdot B_r \cdot 10^{-6}$	3,28	2,02	1,02	—	2,32	2,50

Как видно из табл. 16, наиболее высокими магнитными свойствами обладает сплав № 1. Особенно важно отметить, что повышение магнитной энергии сплава № 1 происходит, главным образом, за счет увеличения остаточной индукции, что особенно ценно если иметь в виду, что индукция Fe-Ni-Al-сплавов низка и повышение ее значения является основной задачей в деле улучшения этих сплавов. Это дает основание считать, что сплав № 1 имеет практическое значение для применения в ответственных конструкциях.

Сплавы № 2 и 3 выделяются своими высокими значениями остаточной индукции, но их коэрцитивная сила и магнитная энергия низки.

Сплав № 4, по неполным данным исследования, обладает высокой коэрцитивной силой (до 700 эрстед), но остаточная индукция его низка (5500 гаусс). При сравнении со сплавами, не содержащими кобальта (фиг. 53—55), сплавов № 5 и № 6 видно, что они по своей энергии близки к лучшим бескобальтовым сплавам, однако индукция у них при этом значительно более высокая. На образцах 12×12 мм сплав № 6 при отливке в кокиль имеет более высокую индукцию и магнитную энергию, нежели при отливке в землю и последующей термообработке.

В табл. 17 сопоставлены полученные величины магнитных свойств для кобальтовых сталей с аналогичными величинами по литературным и фирменным данным.

Совпадение полученных в этой работе величин с данными американского завода GEC и других заводов и авторов достаточно полное. Здесь снова мы вынуждены отметить резко отличные величины, указываемые Беттериджем. В группе II приведенная согласно этому автору остаточная индукция кажется слишком высокой при исключительно низком значении коэрцитивной силы. Обращает на себя внимание и исключительно высокая остаточная индукция и магнитная энергия сплава группы III (табл. 17), приведенного в работе этого автора, который считает этот сплав наилучшим из всех исследованных. Эти данные противоречат тому, что нам известно о влиянии никеля на остаточную индукцию (см. фиг. 76) и нашим выводам о нецелесообразности повышения содержания никеля выше 17—18% в сплаве с 12% Со. Как указывает Эдвардс в дискуссии по работе Беттериджа, сравнительная оценка качества сплавов, данная автором, не верна; Эдвардс также считает, что наилучшим содержанием никеля в этих сплавах является 18%, а не 23%.

Сравнивая данные табл. 11, 16 и 17 для высококобальтовых сплавов (9—12% Со), можно заключить, что повышенные концентрации кобальта сверх 5—6% рационально лишь при одновременном введении в состав сплава меди.

Выводы

1. Повышение содержания никеля в Fe-Ni-Al-сплаве вызывает уменьшение остаточной индукции и увеличение коэрцитивной силы и магнитной энергии сплава. Два последних свойства после достижения максимального значения уменьшаются (при высоких содержаниях никеля — 27% и выше).

2. Повышение концентрации алюминия до 13—14% увеличивает коэрцитивную силу и магнитную энергию сплава. При дальнейшем увеличении концентрации этого элемента имеет место понижение этих свойств. Остаточная индукция уменьшается при увеличении содержания алюминия.

3. В районе 27,5% Ni—14,0% Al лежат составы сплавов, имеющих наибольшую магнитную энергию после обработки II типа.

Магнитные свойства Ni-Al-сталей, содержащих кобальт, по различным источникам

Группа	Состав, %			Размеры образца мм	Термическая обработка	B_r гаусс	H_c эрстед	$B_r \cdot H_c \cdot 10^{-7}$	Источник
	Ni	Al	Co						
I	20	12	—	Не указаны	Не указана	7000-7500	400—440	2,8—3,3	Каталог GEC Crucible Steel Co, Taylor Wharton Co, Simonds Saw and Steel Co и другие фирмы США
	21,0	11,3	—	34×18 (семян.)	Отливка в кокиль	7000	400	2,8	Займовский [62] и др.
	21,8	11,0	—	60×8×8	1250°—воздух; 6500°—отпуск	7400	460	3,4	Собств. данные
	21,8	11,0	—	60×20×20	1250° струя воздуха	7150	430	3,03	„ „
	17	10	6	Не указаны	Не указана	7200	540	3,90	Каталог GEC (США)
II	16,9	10,9	6,4	60×12×12	1250°—воздух; 600°—отпуск	7450	570	4,25	Собств. данные
	16,9	10,9	6,4	60×20×20	1250°—воздух	6950	534	3,72	„ „
	17	10	5	12×21×40	Не указана	8250	390	3,22	Беттеридж [14]
III	23	10	5	12×21×40	Не указана	7350	625	4,60	Беттеридж [14]
	22,3	11,1	6,4	12×12×60	Отливка в кокиль	6200	580	3,60	Собств. данные
IV	Не указан (повидно- му II)	—	—	Не указаны	Не указана	7500	500	3,75	P. M. A. (Sheffield), Сообщ. D. A. Ой- чест [47]

4. Критическая скорость охлаждения уменьшается при увеличении содержания алюминия и увеличивается при увеличении содержания никеля в сплаве.
5. Чем массивнее образец (или изделие), тем ниже получающиеся магнитные свойства.
6. Введение кремния до 0,6% в состав Ni-Al-стали повышает ее остаточную индукцию и понижает коэрцитивную силу, магнитную энергию и критическую скорость охлаждения при обработке II типа. До 0,15% Si его присутствие практически не ощущается.
7. Введение марганца в состав Ni-Al-стали вызывает уменьшение коэрцитивной силы, остаточной индукции и магнитной энергии сплава. Критическая скорость охлаждения при этом возрастает. Содержание до 0,30—0,35% Mn практически не влияет на магнитные свойства Ni-Al-стали.
8. Присутствие углерода в Ni-Al-стали ухудшает ее магнитные свойства. Содержание углерода должно быть мало, насколько это возможно. Критическая скорость охлаждения под влиянием углерода повышается.
9. Введение меди в Fe-Ni-Al-сплавы улучшает их магнитные свойства.
10. В сплавах с пониженным содержанием никеля (22%) и алюминия (11,5—12%) введение до 6% Cu заметно повышает коэрцитивную силу при весьма незначительном снижении остаточной индукции. При более высоких содержаниях меди произведение $B_r \cdot H_c$ не меняется, так как коэрцитивная сила продолжает расти при заметном снижении остаточной индукции.
11. При более высоких содержаниях алюминия (13—15%) и 22—25% Ni целесообразно введение до 3,5—4,5% Cu, которое повышает как остаточную индукцию, так и коэрцитивную силу сплава; при более высоких содержаниях меди коэрцитивная сила продолжает повышаться, а остаточная индукция и магнитная энергия сплава понижаются.
12. Из исследованных сплавов следует отметить два: 23,5% Ni; 14,5% Al; 4,5% Cu и 24% Ni; 13% Al и 3,5% Cu, обладающих наиболее хорошими магнитными свойствами: $H_c = 500$ эрстед и $B_r = 6000$ гаусс.
13. Применение тройных Fe-Ni-Al-сплавов, не содержащих меди, нецелесообразно, за исключением тех случаев, когда это применение диктуется чисто технологическими факторами (обработка резанием, усадка при литье и т. п.).

14. В тех случаях, когда требуется получение высокой остаточной индукции (до 7000 гаусс) при пониженной коэрцитивной силе (до 400 эрстед), рекомендуется сплав с пониженным содержанием как никеля (22%), так и алюминия (12—13%) при 6% Co.

15. Введение кобальта в состав Fe-Ni-Al-сплавов значительно повышает коэрцитивную силу, почти не изменяя остаточную индукцию сплава. Одновременно при присадке кобальта повышается закаливаемость сплавов.

16. В кобальтовых сплавах с 5—6% Co содержание никеля и алюминия должно быть пониженным (20—22% Ni и 11—12% Al).

17. Присадка кобальта в количествах менее 5%, согласно данным Займовского с сотрудниками [62], нерациональна.

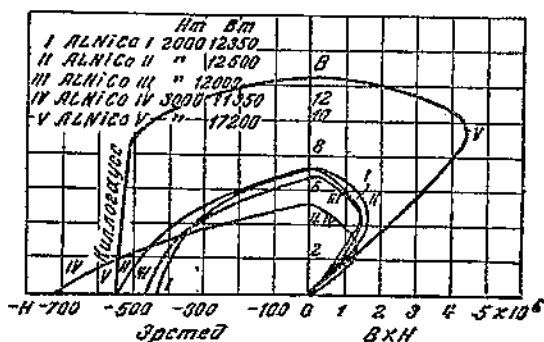
18. Введение меди в состав сплавов с 5—6% Co нерационально.

19. Дальнейшее повышение концентрации кобальта (сверх 5—6%) приводит к еще большему росту коэрцитивной силы при сохранении столь же высокой остаточной индукции.

20. Это повышение концентрации кобальта до 12% вполне эффективно лишь при одновременном введении в состав сплава 6% Si. Содержание никеля в этом случае понижается еще значительнее (до 17—18%), при одновременном понижении концентрации алюминия до 10—11%.

ЗАГРАНИЧНЫЕ ДАННЫЕ, ПОЯВИВШИЕСЯ В ВОЕННОЕ ВРЕМЯ

В табл. 18 приведены данные Госса [70], опубликованные им в 1942 г., отражающие производственный опыт американской фирмы General Electric Co. Сплавы № 1—3, не что иное, как старые магнитные стали, содержащие углерод, приведены Госсом для сравнения. Сплавы № 7—11 (аллико I—V) — это высококоэрпитивные сплавы на железо-никель-алюминиевой основе, содержащие 5, 12 и 24% Co и не содержащие кобальта. Эти сплавы, за исключением последнего, подробно описаны выше, и, как мы видели, величины магнитных свойств, полученные нами на образцах, не уступают приведенным в статье Госса. Нужно иметь, однако, в виду, что данные Госса не являются минимальными, гарантируемыми фирмой при любом сечении изделия. Автор указывает, например, что в одном из изделий массового выпуска магнитный поток колеблется в пределах $\pm 15\%$ (фиг. 104). Интересно отметить, что Смит (другой сотрудник этой же фирмы) в своей статье [71], вышедшей одновременно со статьей Госса, приводит еще более высокие значения магнитных свойств. Так, например, для



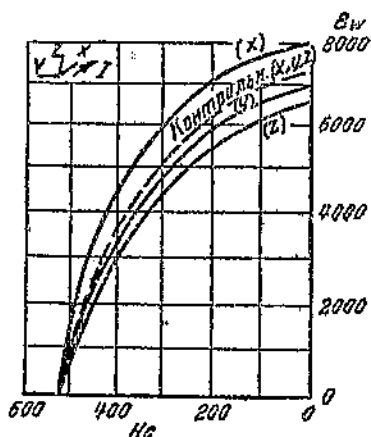
Фиг. 83. Кривые B_r — H_c и B_r — по Смигу

аллико I: $B_r = 7300$ гаусс и $H_c = 440$ эрстед, для аллико II: $B_r = 7350$ и $H_c = 560$, для аллико IV: $B_r = 5300$ и $H_c = 730$ и для аллико V: $B_r = 12500$ и $H_c = 550$. По данным Смита аллико II, полученное металлокерамическим путем, обладает $B_r = 6900$ и $H_c = 520$. На фиг. 83 приведены отрезки петель гистерезиса (по Смигу) от B_r до H_c для этих спла-

Свойства сплавов для постоянных магнитов (Госс)

Сплав	Состав, %	Коэрцитивная сила эрстед	Остаточная индукция гаусс	(B-H) max	Механические свойства
Хромистая сталь . . .	3,5 Cr, 1,0 C	63	9000	295 000	Твердый и упругий
Вольфрамовая сталь . . .	5 W, 1,0 C	70	10 300	320 000	»
Кобальтовая (36%) сталь	36 Co, 3,5 Cr, 1,0 C	210	9000	930 000	»
Кобальт-никель-медный сплав	41 Co, 24 Ni, 35 Cu	440	5300	993 000	Вязкий
Железо-никель-медный сплав	20 Fe, 20 Ni, 60 Cu	450	5300	1 070 000	»
Комод-сплав	12 Co, 17 Mo, ост. Fe	245	10 300	1 100 000	Твердый и упругий
Алнико IV	12 Al, 28 Ni, 5 Co, ост. Fe	700	5200	1 250 000	Твердый и хрупкий
Алнико III	12 Al, 25 Ni, ост. Fe	400	7100	1 330 000	»
Алнико I	12 Al, 20 Ni, 5 Co, ост. Fe	400	7100	1 330 000	»
Алнико II	10 Al, 17 Ni, 12,5 Co, 6 Cu	540	7200	1 650 000	»
Алнико V	8 Al, 14 Ni, 24 Co, 3 Cu, ост. Fe	525	12 000	4 000 000	»

вов. Повидимому, Смит приводит рекордные значения, полученные в лабораторных условиях на образцах сравнительно небольшого сечения. «Прямоугольная» форма петли гистерезиса аллико V показывает, что этот сплав был термически обработан с наложением магнитного поля при охлаждении от высокой температуры. Впервые такая термообработка была произведена Оливером и Шедденом [67] на сплаве типа аллико II, причем был получен эффект повышения остаточной индукции при сохранении коэрцитивной силы, обычной для этого сплава. На фиг. 84 приведены петли гистерезиса от B до H_c , снятые с образца $3 \times 3 \times 3$ см, обработанного в магнитном поле (вдоль X) 4400 эрстед. Пунктирная кривая соответствует образцу, термически обработанному без наложения магнитного поля. Остаточная индукция при $H_c = 520$ эрстед, вдоль X выросла до 8000 гаусс и упала до 6500 гаусс в поперечном направлении Z. Образец, обработанный без наложения магнитного поля, имел $B_r = 7400$ гаусс во всех направлениях. Это ухудшение поперечных свойств при магнитной термообработке нужно иметь в виду и применять ее, лишь в тех случаях, когда магнит, по условиям рассеяния магнитного потока в конструкции, может быть однородно намагничен.



Фиг. 84. Влияние магнитной термообработки на петлю гистерезиса от B_r до H_c сплава с 12% Co (Оливер и Шедден)

После работы Оливера и Шеддена появилась работа Кайзера [68], данные которой приведены в табл. 19.

Как видно, содержание кобальта в сплавах Кайзера поднято до 20—25%, а содержание никеля и алюминия понижено до 14—16% (никель) и 7—8%. Из описанного нами влияния этих элементов на магнитные свойства ясно, что такое изменение состава позволило получить $B_r = 7500$ —9000 гаусс при $H_c = 500$ —600 эрстед (сплавы 3—7; колонка 3, в табл. 19). Однако особое значение приобретает высокое содержание кобальта при обработке этих сплавов в магнитном поле. Дополнительное повышение остаточной индукции в процессе обработки в магнитном поле обусловлено тем, что при переходе из парамагнитного в ферромагнитное состояние в точке Кюри сплав приобретает как бы магнитную текстуру, обусловленную напряжениями магнетострикции и возможностью пластической деформации областей спонтанного намагничивания. Сплавы, имеющие низкую точку Кюри, при температуре, когда горячая пластическая деформация практически не имеет места, не могут быть улучшены наложением магнитного поля при термообработке. Особая роль легирования кобальтом заключается в том, что кобальт значительно повышает точку Кюри. Другие

-компоненты ее понижают. Поэтому понижение концентрации никеля и алюминия также способствует повышению остаточной индукции при магнитной термообработке.

Таблица 19

Высококоэрцитивные сплавы Кайзера [68]

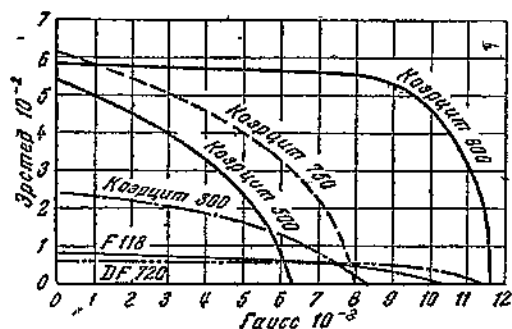
№	Состав, %					Наибольшее $(B \cdot H)_{\max}$ полученное при обычной термообработке (без наложения магнитного поля)			Та же термообработка, что и в колонке 3, но с наложением магнитного поля			Критическая скорость охлаждения в районе 1200—600°
	Ni	Al	Co	Cu	Ti	$(B \cdot H)_{\max} 10^{-6}$	H_c	B_r	$(B \cdot H)_{\max} 10^{-6}$	H_c	B_r	
1	16,0	8,5	23	—	—	1,22	348	9050	3,45	492	12 650	1
2	13,5	8	24	1,5	—	1,32	370	9450	3,77	505	13 100	2,6
3	13,5	8	24	3	—	1,68	535	8300	4,78	600	13 350	1,8
4	16	7,8	25	—	2,8	1,60	604	7600	3,06	640	10 000	4
5	14	7,1	24	3	2,4	1,72	595	7900	3,78	660	11 050	4
6	14	7,5	20	6,5	1,8	1,65	620	7350	3,25	676	9 825	4,3
7	16,5	8,1	20	1,1	2,3	1,82	640	8150	3,12	685	10 200	4

Результаты магнитной термообработки в работе Кайзера ясно видны из сравнения колонок 3 и 4 табл. 19. Кайзер опубликовал свои данные с достаточной полнотой, и после его работы сразу же появились работы в США, Голландии и Германии, из которых

можно видеть, что сплавы Кайзера производятся различными иностранными заводами.

В Германии появились две статьи работников завода Крупп: Йеллингауза и Коршана, касающиеся сплавов с термообработкой в магнитном поле.

Йеллингауз исследовал два сплава с 15 и 25% Со. Данные Йеллингауза приведены в табл. 20. Автор рекомендует сплавы с 13—



Фиг. 85. Магнитные свойства сплавов завода Крупп

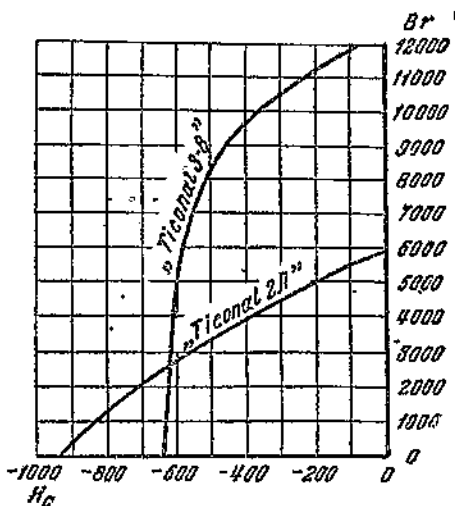
17% Ni; 22—26% Со; 7—9% Al и 3—6% Cu, т. е. практически сплав № 3 из работы Кайзера. Сплавы с титаном Йеллингауз не рекомендует, как неудобные технологически. Он отмечает также незначительное влияние меди.

На фиг. 85 даны отрезки петель гистерезиса от H_c до B_r , из

статьи Коршана. Составы не приведены автором; однако нетрудно догадаться, что сплав DF 720 соответствует нашей стали ЕВ, F118 — нашей стали ЕХЗ, коэрцит 30 — нашей стали ЕК35, коэрцит 500 — бескобальтовому железо-никель-алюминиевому сплаву, коэрцит 750 — сплаву Иеллингауза с 15% Со (табл. 20), обработанному в магнитном поле, и коэрцит 800 — сплаву с 25% Со, обработанному в магнитном поле (сплав Кайзера).

Из работы фан-Урка [69] видно, что на голландском заводе Филиппа также производится сплав Кайзера (Тикональ 3-8 на фиг. 86). Из названия сплава можно догадаться, что он содержит титан и кобальт. По его свойствам, B_r — 12 000 гаусс и H_c — 620 эрстед, можно считать, что это сплав с 24—25% Со, обработанный магнитной термообработкой.

В СССР сплавы «магнико», по своим свойствам не уступающие сплавам Кайзера, выпускаются заводом, где работает проф. А. С. Займовский, и другими заводами.



Фиг. 86. Магнитные свойства сплавов завода Филиппа (фан Урка)

Таблица 20

Высококоэрцитивные сплавы по Иеллингаузу

	Обычная термообработка		Термообработка в магнитном поле	
	закалка	отпуск	закалка	отпуск
I. Сплав состава, %: 20 Ni; 15 Со; 9 Al; 4 Cu				
B_r , гаусс	7000	6800	7950	8100
H_c , эрстед	632	658	608	653
$B_r \cdot H_c$	$4,42 \cdot 10^6$	$4,52 \cdot 10^6$	$4,83 \cdot 10^6$	$5,3 \cdot 10^6$
$(B \cdot H)_{max}$	$1,56 \cdot 10^6$	$1,62 \cdot 10^6$	$1,91 \cdot 10^6$	$2,06 \cdot 10^6$
$\frac{(B \cdot H)_{max}}{B_r \cdot H_c}$, %	38	36	40	39
II. Сплав состава, %: 15 Ni; 25 Со; 9 Al; 3 Cu				
B_r , гаусс	9700	7970	12 900	12 250
H_c , эрстед	266	456	283	597
$B_r \cdot H_c$	$2,6 \cdot 10^6$	$3,88 \cdot 10^6$	$3,40 \cdot 10^6$	$7,3 \cdot 10^6$
$(B \cdot H)_{max}$	$1,29 \cdot 10^6$	$1,33 \cdot 10^6$	$2,4 \cdot 10^6$	$4,5 \cdot 10^6$
$\frac{(B \cdot H)_{max}}{B_r \cdot H_c}$, %	49	34	71	61

На фиг. 86 приведен также сплав «Тикональ 2А» с очень высокой коэрцитивной силой и не столь высокой остаточной индукцией, выпускаемый заводом Филипса. Состав сплава не указан, но можно утверждать, что это сплав с высоким содержанием кобальта, содержащий также титан. Такого типа сплавы развились из сплавов, опубликованных Хонда [20] под названием «Новая КС-сталь». По данным Хонда, эти железные сплавы содержат 15—36% Со, 10—25% Ni и 8—25% Ti и обладают следующими свойствами:

B_r	6350	7400	7600 гаусс
H_c	920	830	790 эрстед

В своем американском патенте [72] Хонда приводит более подробные данные, представленные в табл. 21.

Таблица 21

Высококоэрцитивные сплавы Хонда [72]

Состав, %				H_c эрстед	B_r гаусс
Ni	Со	Ti	дополнительные элементы		
14,8	25,6	13,5	—	650	6100
13,8	24,5	12,9	3,5 Mn	750	8100
13,8	24,5	12,9	3,5 W	700	7200
13,6	24,3	12,8	4,5 Al	750	7200
13,4	23,9	12,6	6,7 Cu	870	6300
13,8	24,5	12,9	5,5 Ag	780	8250

Сплавы Хонда, так же как и описанные выше железо-никель-алюминиевые сплавы, приобретают высокую магнитную энергию в результате дисперсного распада твердого раствора, изготавливаются в виде литых магнитов, шлифуются и обладают высокой устойчивостью против нагрева и вибраций. Наилучшие свойства получают в отливке в кокиль и отпуском при 660°.

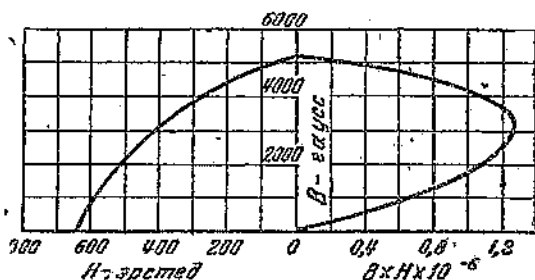
Нейман испытал один из сплавов Хонда, содержащий алюминий; им же приводятся данные для сплава «Эрстит 900», изготовленного немецким заводом Edeltahlwerke (состав точно не приведен). По имеющимся у нас данным, свойства этих сплавов на базе железа таковы (табл. 21а).

Таблица 21а

	Состав, %				H_c эрстед	B_r гаусс	$(B \cdot H)_{max}$ 10 ⁻⁶
	Ni	Со	Ti	Al			
Хонда	13,6	24,3	12,8	4,5	750	7200	—
Нейман	17,7	27,2	6,7	3,7	785	7150	2,03
Эрстит 900	10—25	15—30	8—25	—	835	5500	1,45
Тикональ—2А	Не приведен				920	5700	—

В свое время в СССР нами были разработаны [17] сплавы с высокой коэрцитивной силой (700 эрстед) и низкой остаточной индукцией (5300 гаусс), не содержащие кобальта. Эти свойства были получены путем повышения содержания никеля до 32%, и понижения концентрации алюминия до 12%. Они, однако, обладают малой прокаливаемостью, и применение их ограничено тонкостенным литьем. Независимо от нас, в том же году (1937) в США были запатентованы Катзералем [73] сплавы под названием «нипермаг», с теми же концентрациями никеля и алюминия, но дополнительно легированные небольшими количествами титана (содержание не указано) для повышения прокаливаемости. Этот

сплав (в США выпускается заводом Cinaudagraph Corporation. Магнитная характеристика этого сплава дана на фиг. 87. Наши эксперименты показали, что введение в сплав 32-12 (32% Ni, 12% Al) 1% кремния также позволяет получать вышеуказанные свойства в магнитах значительного сечения, А. С. Займовским¹



Фиг. 87. Магнитные свойства сплава «нипермаг» (Cinaudagraph Corp.)

разработаны в последнее время сплавы с 34% Ni, 14% Al и 1% Si (алнисис), обладающие $B_c \approx 4000$ гаусс и $H_c \approx 800$ эрстед. Эти сплавы характерны постоянством свойств в широком диапазоне сечений.

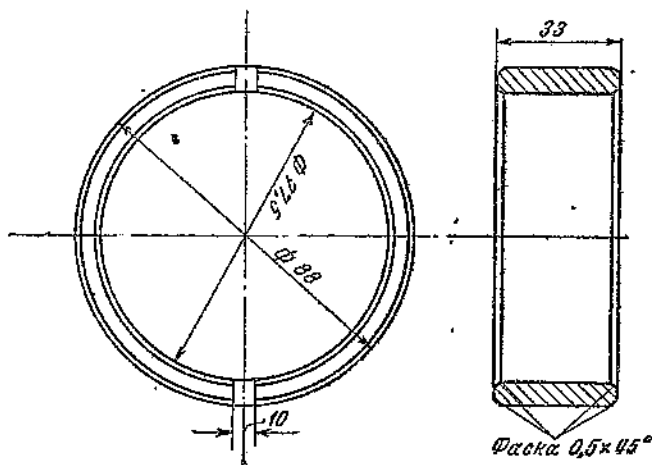
Интересно отметить, что аллико IV, содержащий 5% Co (табл. 18), имеет те же магнитные свойства, что и «нипермаг». В аллико IV высокая коэрцитивная сила, при низкой остаточной индукции, получается благодаря наличию в составе сплава кобальта и повышению содержания никеля до 28%. Такой сплав, появившийся в последнее время, технологически удобнее, чем «нипермаг», и может быть использован для более толстых магнитов. До войны этот сплав выпускался в США с иными магнитными свойствами: $B_c = 6200$ гаусс и $H_c = 600$ эрстед, что получается при большей скорости охлаждения при закалке.

¹ Пользуюсь случаем выразить благодарность проф. докт. А. С. Займовскому за сообщенные им результаты его работы.

ПРИМЕРЫ ПРОИЗВОДСТВЕННОГО ОСВОЕНИЯ Ni-Al-СТАЛИ

Выбор и уточнение в узких пределах состава Ni-Al-стали в заводской практике определяются рядом факторов, как, например: заданными в чертеже магнитными свойствами, условиями механической обработки, шлифованием или резанием, сложностью конфигурации магнита в связи с условиями приемлемой термообработки (скоростью охлаждения), условиями крепления. Кроме этих основных, имеется еще ряд других, менее важных факторов, как, например, условия намагничивания, пооперационный контроль, условия размагничивания перед окончательной шлифовкой (во избежание налипания металлической пыли), после того как изделие было намагничено при промежуточном контроле. и т. д. Ниже приводятся примеры конкретных решений при производственном освоении Ni-Al-стали.

Магнит А. На фиг. 88 изображена форма магнита. Требования к магнитным свойствам были сформулированы следующим образом: $H_c \geq 450$ эрстед, $B' \geq 5900$ гаусс. При выборе состава



Фиг. 88. Чертеж магнита А

стали нужно было прежде всего учесть сложность механической обработки изделия. Как видно из фиг. 88, магнит представляет собой тонкостенное кольцо с относительно большим диаметром, т. е. с большой поверхностью обработки. Первые же опыты шли-

Фовки магнитов в опытной мастерской показали, что шлифовка этих магнитов столь трудоемка, что этим самым ставится под вопрос выпуск всей конструкции.

Исходя из этого, для магнита была взята сталь с 28% Ni и 11% Al, которая до термообработки в литом состоянии имеет более низкую твердость, чем после термообработки на высокую магнитную энергию, и может поэтому до термообработки обрабатываться режущим инструментом из твердого сплава РЭ6. Сталь 28-11 является одной из лучших в магнитном отношении среди никель-алюминиевых сталей, не содержащих легирующих примесей; высокие магнитные свойства ее получаются только после термообработки (закалка с отпуском). Значительный опыт термообработки магнитов из никель-алюминиевой стали показывает, что закалочный брак по трещинам практически делает невозможным применение закалки в масле этой стали в том случае, когда изделие не прошло механическую обработку до закалки. Во избежание закалочных трещин должна быть по возможности полно удалена литая корка металла, являющаяся носителем многочисленных поверхностных мелких дефектов и напряжений. В этом отношении магнит А вполне удовлетворяет вышеуказанным условиям, так как вся его поверхность как снаружи, так и изнутри, вполне доступна для режущего инструмента и может быть полностью обработана.

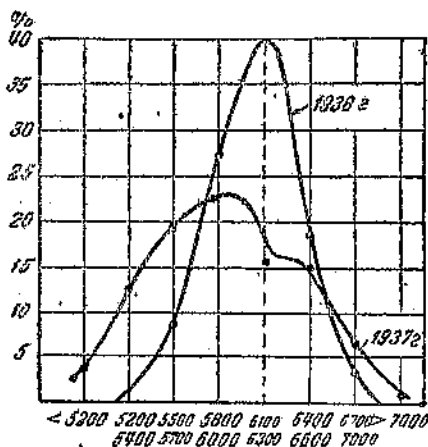
В дальнейшем были найдены условия смягчения этой стали, что повысило в $2\frac{1}{2}$ раза производительность обработки резанием до термообработки и значительно увеличило стойкость инструмента. Для смягчения был применен отжиг при 900° в течение 2 часов после выравнивания температуры садки с медленным охлаждением в печи до $300-400^\circ$. Магниты А при сравнительно быстром охлаждении, в литейном цехе, в сырой земле имели твердость $73-75 R_A$. Отжиг при 900° оказался более эффективным, чем отжиг при 1250° . Объясняется это тем, что при 900° , в отличие от высокого нагрева, сталь не переходит в однофазную область. При 900° фактически мы подвергаем сталь высокому отпуску (см. микрорисследование при нанесении линий предельной растворимости на стр. 23—33; там приведено сравнение отжига и высокого отпуска).

Магнитные свойства, указанные выше, как минимально допустимые для магнита А, могут быть получены сравнительно просто на стали 28-11 путем закалки в масле и отпуска. Наилучшей температурой отпуска нужно признать $660-670^\circ$, что было неоднократно подтверждено при исследовании термообработки различных изделий.

В 1937 г. закалка производилась с температуры $1260-1270^\circ$ (а иногда и выше) с последующим отпуском на $630-650^\circ$. Эта температура отпуска, не дающая наилучших магнитных свойств, была выбрана по той причине, что печь, в которой производился отпуск, не давала достаточной равномерности нагрева. С другой стороны, нагрев при отпуске, даже незначительно, выше 670° вызывает резкое падение коэрцитивной силы и заметное понижение остаточной индукции. Результаты этой термической обработки

приведены на фиг. 89. Здесь нанесена кривая распределения для остаточной индукции магнитов. Контроль магнитов оказалось возможным производить только по остаточной индукции, так как коэрцитивная сила ниже 450 эрстед никогда не получалась. Из фиг. 89 видно, что в первый период работы результаты получались недостаточно устойчивыми (кривая распределения сильно растянута) и недостаточно удовлетворительными. Так, количество магнитов с $B_r \leq 5900$ было около 50% от всего количества обработанных изделий.

В дальнейшем, в начале 1938 г., в связи с накоплением опыта термообработки и улучшением условий отпуска этого типа оказалось возможным повысить температуру отпуска до 660—670°, что



Фиг. 89. Распределение магнитов (сечение 2 см²) по остаточной индукции

привело к резкому улучшению качества магнитов по магнитным свойствам. Наряду с температурой отпуска была уточнена также температура закалки, которую удалось снизить на 30°, доведя ее таким образом до 1230°.

Это понижение температуры закалки было вызвано значительным процентом закалочного брака по трещинам, который обнаруживался лишь при окончательной шлифовке магнита. Первые попытки устранить этот брак натолкнулись на трудности чисто методические, ввиду отсутствия методики контроля термообработки магнитов. При осмотре отпескоструенных магнитов не-

вооруженным глазом и в лупу обнаружить закалочные трещины не удается. Выходом из этого затруднительного положения явилось простукивание кольца. Оказалось возможным по звучанию кольца, подвешенного на тонкую веревку или нить, под легким ударом маленького молотка определять наличие или отсутствие в магните трещин, заливин или других дефектов. Применявшийся прием «простукивания» изображен на фиг. 90. Интересно отметить, что даже самые незначительные дефекты вызывают глухой, слегка дребезжащий тон, и таким образом разбражку этих колец по звуку можно признать вполне надежной. После того как появилась возможность контроля магнитов на трещины, была испробована закалка их с нагревом на 1230° в обычной печи для быстрой режущей стали. Результаты термообработки 1938 г. видны из фиг. 89. Здесь ясно видно резкое улучшение качества магнитов по сравнению с 1937 г.:

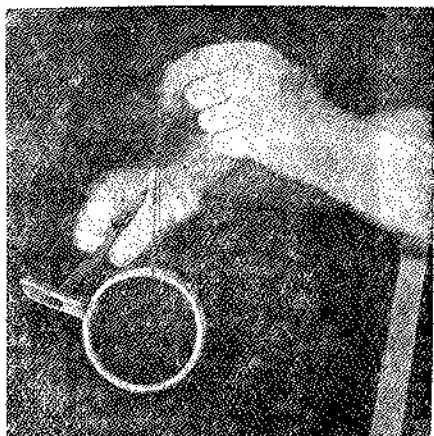
1. Наиболее часто встречающееся значение остаточной индукции возросло с 5800—6000 до 6100—6300 гаусс.

2. Наиболее часто встречающиеся значения индукции получены в 40% изделий, против 23% в 1937 г., т. е. разброс сократился (кривая распределения на фиг. 89 сжалась по оси абсцисс и вытянулась по оси ординат).

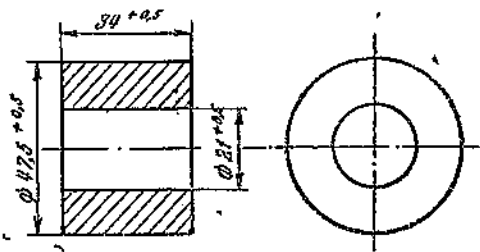
3. Выход годного по магнитным свойствам ($B_r \geq 5900$) с 52% в 1937 г. возрос до 85% в 1938 г. В дальнейшем в результате накопления опыта выход годного доходил почти до 100% (брак = 1—2%).

Магнит Б. Форма этого магнита видна из фиг. 91. Отливка такого магнита является гораздо более сложным процессом, нежели магнита А. Получение безусадочных магнитов, имеющих сравнительно толстую стенку, как магнит Б, требует принятия специальных мероприятий при формовке и увелдиченного расхода металла на питатели и выпара. Отливка Б является стержневой отливкой; согласно техническим условиям она не должна иметь утяжки в центральном отверстии, что еще больше усугубляет трудности, стоящие перед формовщиком. Кроме того, наличие стержневого отверстия усложняет также и задачу термиста, так как центральное отверстие почти недоступно для режущего и шлифовочного инструмента и изделие поступает в закалку с неудаленной литейной коркой изнутри магнита.

В отношении магнитных свойств к магниту Б предъявляются следующие требования $B_r \geq 6000$ гаусс, $H_c \geq 430$ эрстед при $H_c \cdot B_r \geq 2,70 \cdot 10^6$. Эти требования достаточно жестки; так, например, при минимально допустимом значении коэрцитивной силы остаточная индукция должна равняться 6250 гаусс. Кроме того, цех сборки приборов, в которые ставится магнит Б, настаивает на получении нужного произведения за счет повышения остаточной индукции, что несколько сложнее, чем получение этого произведения при повышенной коэрцитивной силе. Попытки получить нуж-



Фиг. 90.



Фиг. 91. Магнит Б

ные свойства путем закалки в масле и отпуска стали 28-11 окончились неудачей из-за того, что остаточная индукция получалась слишком низкой. Опробование воздушно-закаливаемых сталей¹ с более высоким содержанием алюминия также не дало желаемых результатов. При наилучших скоростях охлаждения от высокой температуры получались высокие значения коэрцитивной силы, однако остаточная индукция лишь в небольшом числе случаев превосходила нижний предел. Базировать производство на таких сталях не представлялось возможным. Одним из возможных вариантов обработки стали 28-11 являлась закалка в воде 20° и последующий отпуск на 650—670°. Такая обработка давала удовлетворительные магнитные свойства, однако все обработанные таким образом магниты имели довольно глубокие трещины, вскрывавшиеся при шлифовке на окончательный размер. Для уменьшения внутренних напряжений и, тем самым, закалочного брака нами была применена закалка в жидком свинце 400—450°. Опыт показал, что температура свинца влияет весьма незначительно. Магнитные свойства при такой обработке получаются практически те же самые, что и при закалке в воде 20° с последующим отпуском. Жидкий свинец охлаждает в верхнем температурном интервале, выше 700°, столь же быстро, что и холодная вода, в то время как при более низких температурах действие свинца, как охладителя, гораздо слабее, чем воды. Из того, что нам известно о кинетике структурных превращений при обработке II типа, следует, что ответственной за получение тех или иных магнитных свойств является скорость прохождения верхнего температурного интервала. Благодаря этому охлаждение в свинце позволило получить почти такую же высокую остаточную индукцию, что и при закалке в воде. Медленное охлаждение в свинце при низких температурах резко снизило закалочный брак.

Обработка в свинце стали 28-11 временно явилась техническим решением вопроса при постановке производства магнита Б. Однако это решение нужно было считать паллиативным, так как: 1) значительное количество магнитов браковалось по мелким, волосным трещинам и 2) большое количество магнитов имело остаточную индукцию, близкую к нижнему пределу, и, частично, отсеивалось из-за низкой остаточной индукции. Дальнейшая работа по подбору стали и термообработки для магнитов Б привела к окончательному решению задачи.

Магнит Б изготавливался из стали с 24,3% Ni, 12,7% Al и 3,5% Si. После обработки магнит проходит предварительную шлифовку по наружному цилиндру и по торцам; внутреннее отверстие не шлифуется. Затем магнит проходит закалку с 1100° в кипящей воде и отпуск при 550° в течение 3 часов. После проверяется на магнитные свойства, размагничивается и поступает на окончательную шлифовку. Уточнение всех элементов термической обработки привело к установлению определенного режима, кото-

¹ Как видно из дальнейшего, для других типов магнитов такие стали нашли себе применение.

рый записан в технологической инструкции завода. В процессе освоения состав стали уточнялся в узких пределах концентраций никеля и алюминия; плавки велись на отходах стали 1010 и на армко-железе.

В табл. 22 даны составы производственных плавок (по шихте), указано шихтовое железо и приведено распределение магнитов Б по произведению $B_r \cdot H_c$.

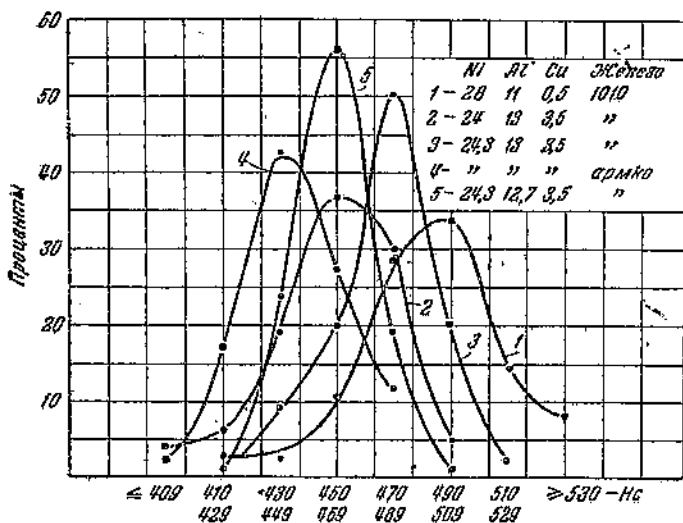
На фиг. 92 и 93 дано распределение этих магнитов по коэрцитивной силе и остаточной индукции.

Таблица 22

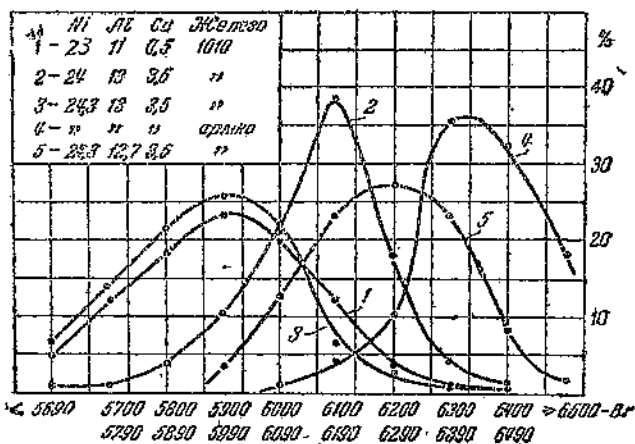
Вариант №	Состав по шихте, %			Железо марки	Распределение по $B_r \cdot H_c \cdot 10^{-6}$					
	Ni	Al	Cu		2,49	2,50—2,69	2,70—2,89	2,90—3,09	3,10—3,29	3,3
1	28,0	11,0	0,5	1010	1,3	7,7	36,3	41,0	12,3	1,4
2	24,0	13,0	3,5	1010	3,2	21,7	37,0	37,0	1,1	0
3	24,3	13,0	3,5	1010	0,7	11,6	59,2	27,5	1,0	0
4	24,3	13,0	3,5	Армко	0	12,9	51,2	34,6	1,3	0
5	24,3	12,7	3,5	Армко	0	3,7	58,0	37,3	1,0	0

Магниты вариантов 2—5 закаливались в кипящей воде и отпускались при 550°. Переход со стали 28-11 на 24,0-13,0-3,5 (вариант 2) сразу же устранил один из самых тяжелых видов брака, а именно закалочные трещины. Это объясняется тем, что закалывающее действие кипящей воды несколько интенсивней, нежели действие сжатого воздуха, и значительно слабее закалывающего действия жидкого свинца. Эта пониженная скорость охлаждения при обработке II типа обусловлена в данном случае соотношением концентраций никеля и алюминия, а также и присутствием в составе стали меди, которая понижает критическую скорость охлаждения. Переход на сталь 24,0-13,0-3,5 привел к значительному повышению остаточной индукции и падению коэрцитивной силы (фиг. 92 и 93), причем сильно возрос брак по низкой коэрцитивной силе и низкому произведению $B_r \cdot H_c$ (табл. 22). Для устранения этих видов брака было повышено содержание никеля на 0,3% (вариант 3). Это мероприятие заметно сказалось на массовом выпуске. Коэрцитивная сила поднялась, а остаточная индукция снизилась, причём произведение $B_r \cdot H_c$ возросло. Брак по магнитным свойствам сократился. Однако до практически допустимого он снижен не был и при этом магниты 3-го варианта браковались в основном по низкой остаточной индукции. На большом количестве магнитов остаточная индукция была близка по своей величине к нижнему пределу, что было признано нежелательным,

Для повышения качества магнитов в шихту вместо стали 1010 введено железо-армко (вариант 4), что резко повысило остаточную индукцию и снизило коэрцитивную силу. Наиболее часто встречающееся значение остаточной индукции возросло на 400



Фиг. 92. Распределение (в %) магнитов Б по коэрцитивной силе

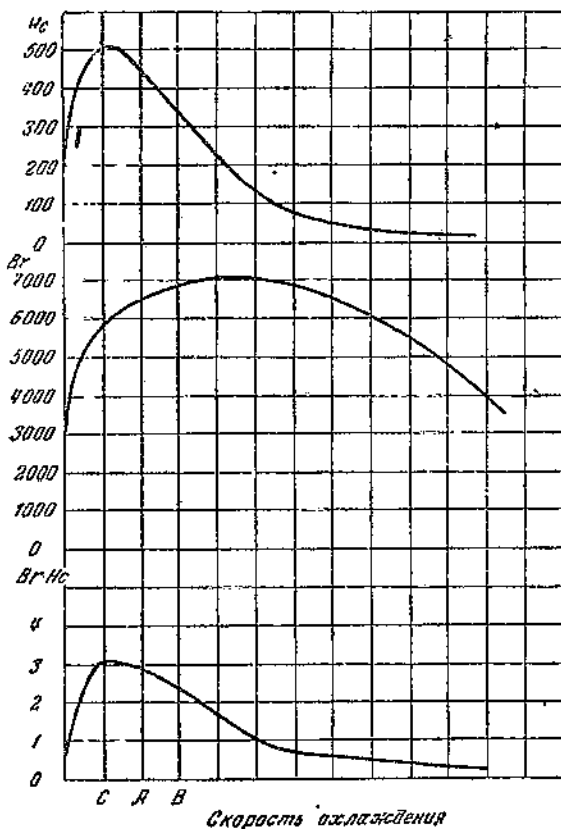


Фиг. 93. Распределение (в %) магнитов Б по остаточной индукции

гаусс, а коэрцитивная сила упала на 40 эрстед. Следующим шагом на пути подбора стали для магнита Б явилось понижение содержания алюминия на 0,3% (вариант 5), что позволило полу-

чить хорошее сочетание величин коэрцитивной силы и остаточной индукции и полностью изжить брак по магнитным свойствам.

Необходимо отметить то существенное обстоятельство, что небольшое изменение состава шихты, как, например, на 0,3% никеля или алюминия, влечет за собой заметное изменение магнитных свойств (в среднем B_r изменяется на 300—400 гаусс и H_c на 20—40 эрстед). В основном это объясняется влиянием концентрации никеля или алюминия на критическую скорость охлаждения. На фиг. 94 приведена схематическая зависимость магнитных свойств



Фиг. 94.

от скорости охлаждения. Предположим, что скорость охлаждения А соответствует закалке в кипящей воде стали с 24% Ni и 13% Al. Повышение концентрации никеля до 24,3% при неизменной скорости охлаждения эквивалентно уменьшению скорости охлаждения от А до С при неизменном составе стали, так как никель уменьшает закаливаемость Ni-Al-сталей. Кроме того, сама H_c повышается, а B_r понижается благодаря специфическому действию

никеля в условиях охлаждения с критической скоростью. Поэтому при незначительном повышении концентрации никеля B_r заметно падает, а H_c — растет. Алюминий действует на закаляемость в противоположном направлении, и поэтому увеличение его концентрации при неизменной термообработке эквивалентно повышению скорости охлаждения от A до B при неизменном составе. Увеличение концентрации алюминия увеличивает остаточную индукцию и уменьшает коэрцитивную силу. Уменьшение концентрации алюминия с 13,0 до 12,7%, при переходе от 4-го к 5-му варианту (табл. 22), увеличивает коэрцитивную силу и уменьшает остаточную индукцию.

При замене железа 1010 в шихте на армо-железо повысилась остаточная индукция и снизилась коэрцитивная сила (варианты 3 и 4). Такое влияние шихтового железа наблюдалось и ранее в ряде случаев. Действие углерода на остаточную индукцию и коэрцитивную силу видно из фиг. 62; падения остаточной индукции нужно было ожидать. Что касается повышения коэрцитивной силы, то, по видимому, оно объясняется влиянием марганца.

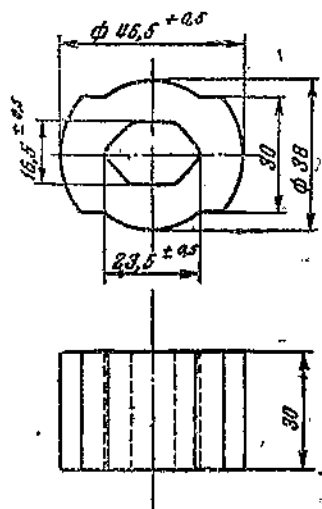
Из проделанной работы по освоению производства магнитов следует, что к дозировке шихты как основными элементами, никелем и алюминием, так и примесями, углеродом, кремнием и марганцем, нужно относиться с особой тщательностью. В противном случае в производственных условиях получается повышенный процент брака и нарушается производственный ритм от литейного цеха до сборки из-за непостоянства качества магнитов.

Магниты СС и МД. Форма этих магнитов видна из фиг. 95 и 96. Форма и размеры этих магнитов близки между собой, и поэтому можно ожидать, что нужные условия охлаждения при термообработке будут одинаковы для обоих типов. Требования по магнитным свойствам, предъявляемые к этим типам, сравнительно просты: $B_r \geq 5500$ гаусс; $H_c \geq 430$ эрстед; $B_r \cdot H_c \geq 2,5 \cdot 10^6$. Термообработка этих магнитов с интенсивным охлаждением исключена, так как предварительное снятие литейной корки в значительной части поверхности невозможно из-за сложной конфигурации магнита. При освоении типов СС и МД был выбран путь подбора стали, магнитные свойства которой получались бы непосредственно в литом состоянии, т. е. стали с высокой закаляемостью. Подробно были исследованы концентрации никеля (от 23 до 27%) и алюминия (от 13 до 17%) в тройных сплавах, а также и условия охлаждения отливки (в опоке, на воздухе и под воздушной струей) непосредственно после их затвердевания. На фиг. 97.—99 даны зависимости магнитных свойств от содержания алюминия в различных условиях охлаждения отливки после ее затвердевания при 24% Ni. Подробное описание этих кривых излишне; их характер может быть легко объяснен в связи с изложенным на стр. 65—70. Падение коэрцитивной силы и, в некоторой степени, остаточной индукции¹ при повышенных содержаниях алю-

¹ Это более заметно при сравнительно интенсивном охлаждении под струей воздуха.

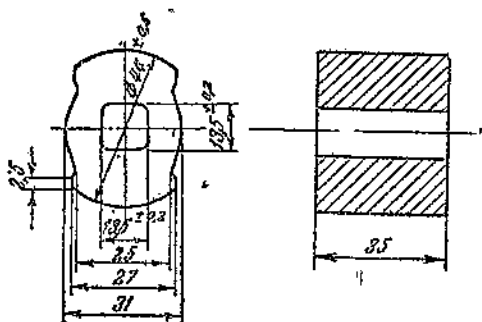
миния еще раз свидетельствует о влиянии этого элемента на переохлаждаемость сплавов.

Из фиг. 97—99 видно, что наилучшие сочетания B_r и H_c получаются на сплаве с 15% Al при воздушном охлаждении и на сплаве с 16% Al при охлаждении в песке (в опоке). Лучшей все

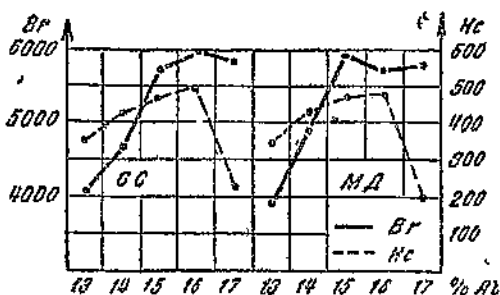


Фиг. 95. Чертеж магнита СС

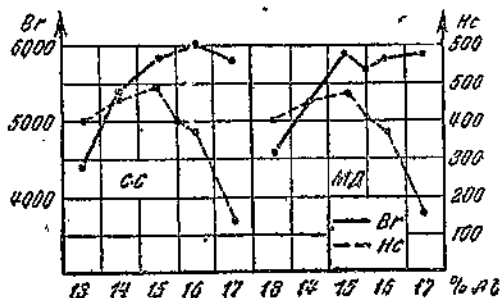
же является сталь 24-16, так как, при проверке на большом количестве плавок, на ней удалось, получить большее постоянство свойств, чем на стали 24-15. Однако и сталь 24-16 нельзя признать обеспечивающей достаточное постоянство и требуемые величины магнитных свойств при крупносерийном или массовом выпуске магнитов. В табл. 24 приведены отклонения от средних значений B_r и H_c по 19 плавкам магнитов СС, отличным из стали с 24% Ni и 16% Al. Средние значения $B_r = 5460$ гаусс и $H_c = 423$ эрстед недостаточно высоки.



Фиг. 96. Чертеж магнита МД

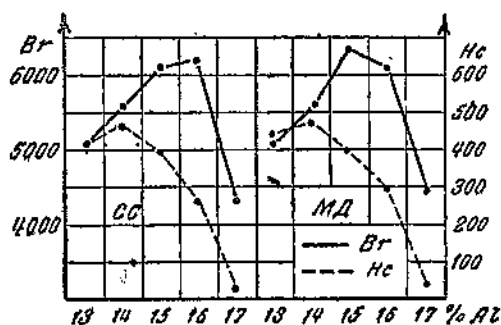


Фиг. 97. Влияние алюминия на свойства магнитов с 24% Ni, охлажденных в песке (Лившиц и Грингауз)

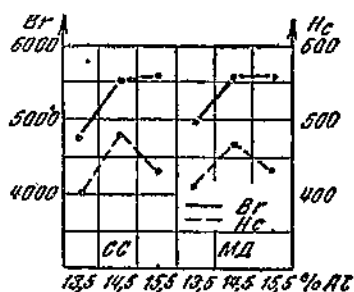


Фиг. 98. Влияние алюминия на свойства магнитов с 24% Ni, охлажденных на воздухе (Лившиц и Грингауз)

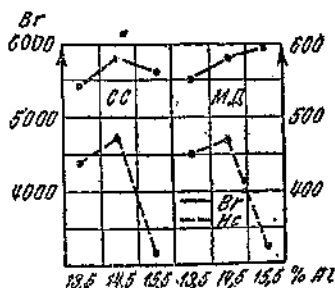
Из табл. 23 видно, что плавки № 11, 28, 35-38, 40, 41, 49 и 50 должны быть забракованы по низкой коэрцитивной силе. Можно считать, что подбор тройного Fe-Ni-Al-сплава, обеспечивающего нужные магнитные свойства непосредственно после литья, без применения специальной термообработки, окончился с отрицательным результатом.



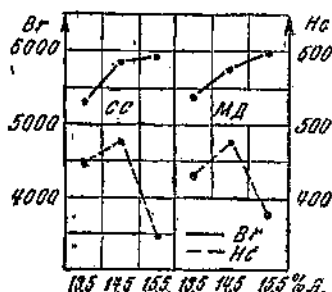
Фиг. 99. Влияние алюминия на свойства магнитов с 24% Ni, охлажденных под струей воздуха (Лившиц и Грингауз)



Фиг. 100. Влияние алюминия на свойства сплава с 23,5% Ni и 4,5% Cu, охлажденного в песке (Лившиц и Грингауз)



Фиг. 101. Влияние алюминия на свойства сплава с 23,5% Ni и 4,5% Cu, охлажденного на воздухе (Лившиц и Грингауз)



Фиг. 102. Влияние алюминия на свойства сплава с 23,5% Ni и 4,5% Cu, охлажденного под струей воздуха (Лившиц и Грингауз)

Следующим шагом при разрешении поставленной задачи явилось исследование медистых сталей для типов СС и МД. На фиг. 100—102 приведены зависимости магнитных свойств от содержания алюминия при 23,5% Ni и 4,5% Cu для тех же условий охлаждения отливок. Наилучшим вариантом является охлаждение на воздухе стали с 23,5% Ni, 14,5% Al и 4,5% Cu. Ниже, в табл. 24, приведены полученные на 13 плавках этого состава отклонения (в %) величин B_r и H_c от средних значений. Средние величины по 13-плавкам превосходят минимально допускаемые техническими условиями, а именно: $B_r^p = 5680$ гаусс и $H_c^p = 491$ эрстед. Все

плавки, приведенные в табл. 24, являются годными; постоянство получающихся свойств хорошее.

На основе этого исследования была разработана и утверждена технологическая инструкция для цеха.

Таблица 23

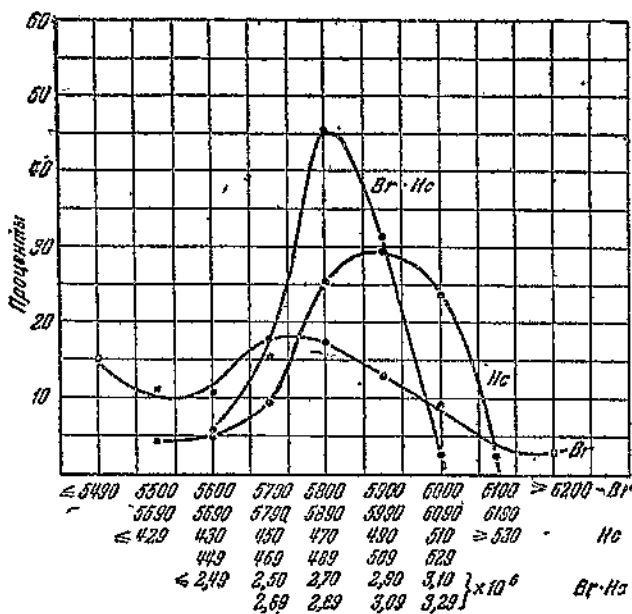
Плавка №	$\frac{B_r - B_r^{cp}}{B_r^{cp}} \cdot 100\%$	$\frac{H_c - H_c^{cp}}{H_c^{cp}} \cdot 100\%$	Плавка №	$\frac{B_r - B_r^{cp}}{B_r^{cp}} \cdot 100\%$	$\frac{H_c - H_c^{cp}}{H_c^{cp}} \cdot 100\%$
7	+ 8,0	+ 5,9	39	+ 2,0	+ 2,6
11	+ 5,7	- 14,7	40	+ 0,2	- 3,4
19	- 2,9	+ 12,5	41	+ 1,1	- 0,5
25	+ 0,7	+ 4,0	43	+ 8,2	+ 8,7
26	+ 1,6	+ 3,5	49	+ 1,9	- 7,8
28	+ 2,7	- 4,0	50	+ 3,3	- 7,3
35	+ 1,7	- 12,3	51	+ 0,2	+ 7,1
36	- 16,5	- 3,1	56	- 0,3	+ 8,5
37	+ 2,6	- 1,9	57	- 0,1	+ 10,4
38	+ 3,8	- 6,8	—	—	—

На фиг. 103 приведены результаты статистической обработки величин B_r и H_c для магнита СС. Из этой фигуры видно, что разброс получающихся свойств в данном случае больше, нежели

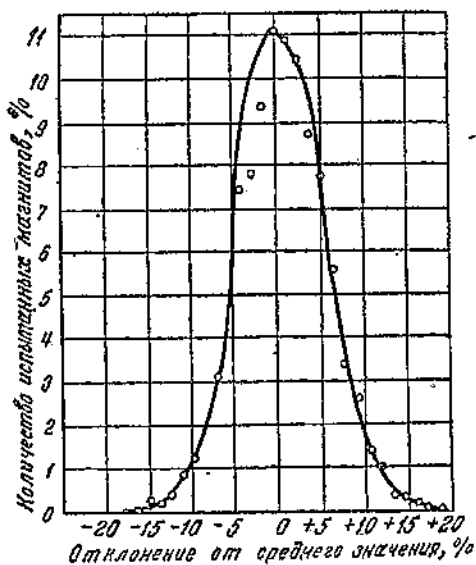
Таблица 24

Плавка №	$\frac{B_r - B_r^{cp}}{B_r^{cp}} \cdot 100\%$	$\frac{H_c - H_c^{cp}}{H_c^{cp}} \cdot 100\%$	Плавка №	$\frac{B_r - B_r^{cp}}{B_r^{cp}} \cdot 100\%$	$\frac{H_c - H_c^{cp}}{H_c^{cp}} \cdot 100\%$
45	+ 1,8	- 4,1	58	+ 0,7	- 7,3
47	0	- 1,2	59	0	- 6,9
48	- 0,5	+ 3,9	60	0	- 5,9
52	- 6,5	+ 9,8	61	- 0,7	- 2,2
53	- 0,1	+ 3,5	62	- 1,1	+ 3,5
54	+ 0,6	+ 4,7	63	+ 4,9	- 2,8
55	- 1,1	+ 4,1	—	—	—

в ранее описанных случаях. Это является характерным для магнитов, требуемые свойства которых получаются непосредственно после отливки. Термообработка значительно нивелирует магнитные свойства отливок. Забракованные после отливки по магнитным свойствам магниты СС и МД в большинстве случаев могут быть исправлены нагревом на 1100° и последующим охлаждением на воздухе.



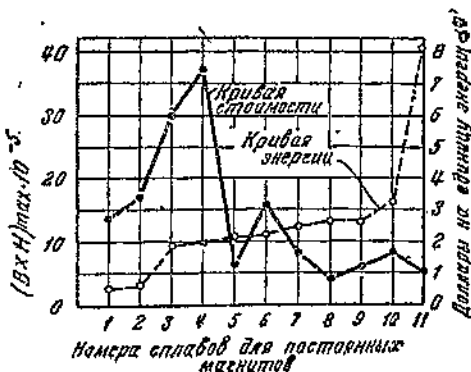
Фиг. 103. Распределение в процентах магнитов СС по остаточной индукции, коэрцитивной силе и их произведению



Фиг. 104. Распределение магнитного потока в массовом производстве (Гссс)

Магниты СС и МД отлиты на шихте, содержащей железо марки 1010.

Нужно, однако, признать, что разброс получающихся значений не превосходит такого же, по данным Госса [70], для аллико, подвергнутого термообработке. Так, на фиг. 104 приведена статистическая обработка данных измерения магнитного потока в одной из конструкций, выпускаемых заводом G. E. C. (США). Нужно иметь в виду, что разброс величины магнитного потока $\pm 15\%$ относится к замеру в готовом изделии, т. е. отражает также колебания в величине зазоров магнитопровода и пр. Практически нужно считать, что B_c и H_c колеблются в пределах $\pm 6\%$ вокруг своих средних значений.



Фиг. 105. Кривая стоимости и кривая энергии сплавов завода G. E. C. (Госс)

В заключение приводим фиг. 105 из работы Госса, на которой сопоставлены кривая энергии и кривая стоимости единицы энергии магнитного сплава в 1942 г. в США. Из этой диаграммы видно (номера сплавов взяты из табл. 18), что при рациональном выборе размагничивающего фактора магнита в конструкции безусловно выгодно применять высококобальтовые сплавы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. I. L. Mishima. «Ohm», Juli, 1932.
2. «Journ. Franklin Inst.», 214, 624, 1932.
3. «Ac. Spec. Met. e Alliages», 8, 84, 1933.
4. J. A. Rabbitt a. T. Fujiwara. «The Far. Eastern Review», 1932, т. 28, стр. 451—453.
5. W. Köster «Arch. Eisenhüttenwes.», 6 (1932/33), 17—23; Stahl u. Eisen, 53 (1933), 79.
6. B. A. Rogers a. K. S. Seliesater. «Tr. Am. Soc. Steel Treat.», 19 (1931), 553/76.
7. Б. Г. Лившиц и О. Н. Альгаузен. «Качественная сталь», 1934, 4, 50—58.
8. В. С. Меськин, Б. Е. Сомин, Ю. М. Марголин. «Сообщение Института металлов», Ленинград, 1934, № 16, стр. 60.
9. А. С. Займовский и Б. Г. Лившиц. «Качественная сталь», 1933, № 5—6, стр. 42—47.
10. А. С. Займовский и Б. Г. Лившиц. «Бюллетень В. Э. И.», 1934, № 11, стр. 11—23.
11. А. С. Займовский и Б. Г. Лившиц. «Качественная сталь», 1935, № 2, стр. 28—36.
12. W. Köster. «Arch. Eisenhüttenwes.», 7 (1933/34), № 4, стр. 257—262.
13. W. Köster. «Stahl u. Eisen», 53 (1933), стр. 849—856.
14. W. Betteridge. «Journ. Iron and Steel Inst.», 1939. Т. CXXXIX, стр. 187—210.
15. В. С. Меськин и Б. Е. Сомин. «Качественная сталь», 1935, № 2, стр. 20—28.
16. Б. Г. Лившиц. «Качественная сталь», 1937, № 10, стр. 28—34.
17. Б. Г. Лившиц и Д. А. Григгауз. «Качественная сталь», 1937, № 12, стр. 39—43.
18. Б. Г. Лившиц. Достижения завода А. Т. Эли в области исследования и освоения Ni-Al-стали для постоянных магнитов. (Доклад на конференции, созв. Отд. технич. наук Акад. Наук СССР). «Сборник докладов», 1940, стр. 153—163.
19. Б. Г. Лившиц и К. А. Кювалев. Труды Московского института стали им. И. В. Сталина, Сборник XX, стр. 119, 1940.
20. K. Honda. «Sci. Rep. Tohoku Univ.», 23 (1934), стр. 119, 1940.
21. А. С. Займовский и П. И. Денисов. «Качественная сталь», 1936, № 10, стр. 31—38.
22. E. Watson. «Eng.», 118 (1924), стр. 274—276 и 302—304.
23. Б. Г. Лившиц и Л. А. Чудновская. «Качественная сталь», 1938, № 3, стр. 42—46.

24. А. С. Займовский, П. И. Денисов и Н. Волькенштейн, «Сталь», 1938, № 5, стр. 60—64.
25. Feszenko-Czoriowski, и Koslowski, «Foundry Trade Journ.», т. 59 (1938), стр. 305—306.
26. Б. Г. Лившиц и Л. Е. Конторович, «Сталь», 1939, № 8, стр. 26—30.
27. А. С. Займовский и А. А. Кузнецов, «Вестник электропромышленности», 1934, № 6, стр. 35.
28. Б. Г. Лившиц и К. А. Ковалев, «Заводская лаборатория», 1939, стр. 731—733.
29. A. J. Bradley а. A. Taylor, «Proc. Roy Soc.», 1938, (A), 166, 353.
30. K. Becker и F. Ebert, «Z. Physik», 16 (1923), стр. 165—169.
31. Merica, «Fr. Am. Soc. Steel Treat.», 1929, стр. 881.
32. Gwyer, «Zs. anorg. allg. Chem.», 57 (1908), стр. 133—140.
33. W. Sucksmith, «Proc. Roy. Soc.», 1939 (A), 171, 525—540.
34. A. J. Bradley а. A. Taylor, «Journ. Inst. Metals Met. Abstracts», 1940, т. 66, ч. 2, стр. 53—63.
35. H. Lipson и A. Taylor, «Proc. Roy. Soc.» 1939 (A), т. 173, № 953, стр. 232.
36. С. Т. Конобеевский, Дискуссия к работе Bradley, Goldschmidt а. Lipson, «J. Inst. Met.», т. 63, стр. 149.
37. H. Jones, «Proc. Roy. Soc.» (A), 1934, т. 144, стр. 225 и т. 147, стр. 396.
38. С. Т. Конобеевский, «Annalen der Physik», 1936, т. 26, № 2, стр. 97—115.
39. J. L. Snoek, «Physica», 1939, т. VI, стр. 321—331.
40. Sunity Kiuti, «Rep. Aeronaut. Research Inst.», Tokyo Imp. Univ. 1938, 13, стр. 553—581.
41. A. Kussmann и B. Scharnow, «Zs. f. Physik», 1929, т. 54, стр. 1.
42. M. Straumanis и J. Weerts, «Zs. f. Physik», 1932, т. 78, стр. 116.
43. G. Kurdjumow и G. Sachs, «Zs. f. Physik», 1930, т. 64, стр. 325—343.
44. R. Glocker, K. Pfister и P. Wiest, «Arch. Eisenhüttenwes.», 1935, т. 8, стр. 561.
45. W. Burgers а. J. Snoek, «Physica», 1935, № 10, стр. 1064—1075.
46. Л. Верещагин и Г. Курдюмов, «Рентгенография в применении к исследованию материалов», 1936, стр. 296—298.
47. A. Bradley а. A. Taylor, «Magnetism», 1938, Inst. of Phys., стр. 89.
48. Б. Лившиц и М. Савцова, «Журн. технич. физики», 1937, т. 7, в. 5, стр. 907.
49. J. Snoek, «Probleme der techn. Magnetisierungskurve», 1938, стр. 73. (Сбор. под ред. R. Becker).
50. Лившиц и Львова, «Журн. технич. физики», 1937, т. VII, в. 5, стр. 498.
51. P. Merica, «Scient. Papers Bur. Standards», 1919, т. 15, стр. 105.
52. Davenport а. Bain, «Am Inst. Met. Eng.», Iron—Steel Divis. 1930.
53. Е. И. Кондорский, «Журн. эксп. и теорет. физ.», 1937, № 9—10 стр. 1117.

54. И. Л. Миркин, «Проблемы теоретического металловедения», 1933, Моск. инст. стали им. И. В. Сталина, сборник X, стр. 33.
55. W. Fink and D. Smith, «Metals, Technology», июнь 1939 г., ч. IV.
56. A. Bradley and J. Rodgers, «Proc. Roy. Soc.», 1934, A, т. 144, стр. 340.
57. Б. Г. Лившиц и А. Г. Рахштадт, «Структурные превращения в системе $Cu-Ni-Fe$ », «Журнал технической физики», 1941, № 11—12.
58. Меськин и Марголин, «Качественная сталь», 1936, № 8—9, стр. 23.
59. Edwin F. Cone, «Metals and Alloys», 1939, № 10, стр. 293—297.
60. Bairsto, «Roy. Aeronautical Society», 1940, II, т. 44, № 350, стр. 75.
61. International Nickel Company, 1938, Development and Research Division.
62. А. С. Займовский, П. И. Денисов, Н. Я. Дроздов и Л. С. Беркович, «Электричество», 1937, № 20.
63. E. Watson, «Eng.», 1924, № 118, стр. 274—276 и 302—304.
64. С. Т. Конобеевский, «Изв. АН СССР», серия химическая № 5, стр. 1209, 1937.
65. Н. С. Акулов, Z. f. Phys. 67, 794, 1931; 69, 78, 1931; 81, 790, 1933.
66. Kelsall, Bozorth, Dillinger, «Phys. Review», 45, 742 (1934).
67. Oliver, Shedden, «Nature», № 3587 (1938).
68. Kayser, «The Engineer», 20 сент. 1940.
69. van, Urk, Philips Technical Review», т. 5, № 2 (1940).
70. J. H. Goss, «Metals and Alloys», Apr. 1942, стр. 576.
71. B. M. Smith, «General Electric Review», т. 45, № 4, стр. 210 (1942).
72. Honda, U. S. Patents. Nos 2, 105, 652—658 (1938).
73. Catherall, U. S. Patent No. 2,096, 670 (1937).

О Г Л А В Л Е Н И Е

Введение	3
Структурные превращения, идущие при нагреве и охлаждении Fe-Ni-Al-сплавов	12
А. Диаграмма состояния	12
Б. Превращения, идущие при нагреве Fe-Ni-Al-сплавов ..	21
В. Метастабильные состояния	33
Влияние состава сплава на его технические свойства	58
А. Влияние никеля и алюминия	58
Б. Влияние кремния, марганца и углерода	71
В. Влияние меди на магнитные свойства	77
Г. Совместное влияние меди и кобальта на свойства Ni-Al-стали	83
Заграничные данные, появившиеся в военное время	99
Примеры производственного освоения Ni-Al-стали	106
Библиографический список	120

ЗАМЕЧЕННЫЕ ОПЕЧАТКИ

Стр.	Строка	Напечатано	Должно быть	По чьей вине
8	4 снизу	по произведению	по произведению ($B_r \cdot H_c$)	Типографии
67	8 сверху	β_2 -фазы	β -фазы	Автора
77	5 сверху	Ni-Al-сталей	Ni-Al-Si-сталей	Автора

Д и в и ц Б. Г., Высококоэрцитивные сплавы